

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N2301
Studijní obor: 3911T016

Strojní inženýrství
Materiálové inženýrství a strojírenská
metalurgie

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Vývoj technologie zpracování vysokopevných ocelí

Autor: **Bc. Jiří VRTÁČEK**

Vedoucí práce: **doc. Ing. Ludmila KUČEROVÁ, Ph. D.**

Akademický rok 2018/2019

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2018/2019

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Bc. Jiří VRTÁČEK**

Osobní číslo: **S17N0035K**

Studijní program: **N2301 Strojní inženýrství**

Studijní obor: **Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie**

Název tématu: **Vývoj technologie zpracování vysokopevných ocelí.**

Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

1. Literární rešerše:

- a) Vývoj vysokopevných ocelí (první generace, druhá a třetí).
- b) Jednotlivé typy vysokopevných ocelí - jejich rozdíly v legování, struktuře, mechanických vlastnostech a způsobu zpracování.
- c) Vliv legujících prvků se zaměřením na mangan a hliník.
- d) Inovativní postupy tepelného a termomechanického zpracování.

2. Experimentální program:

- a) Návrh složení experimentálních taveb na základě provedené literární rešerše.
- b) Charakterizace výchozích stavů (mikrostruktura, tvrdost, tahová zkouška) včetně určení teplot fázových přeměn (JMatPro).
- c) Vývoj technologie pro tváření plechových dílů.
- d) Postupná optimalizace termomechanického zpracování.
- e) Určení vhodné teploty austenitizace.
- f) Určení vhodné rychlosti ochlazování.
- g) Metalografické analýzy získaných struktur.
- h) Stanovení mechanických vlastností (zkouška tahem).

3. Diskuze výsledků.

4. Závěr.

Rozsah grafických prací: fotodokumentace, obrázky

Rozsah kvalifikační práce: 50-60 stran

Forma zpracování diplomové práce: tištěná/elektronická

Seznam odborné literatury:

J. Zhao, Z. Jiang, *Thermomechanical processing of advanced high strength steels*, *Progress in Materials Science*, **94** (2018) 174-242.

H. Aydina, E. Essadiqi, I. Jung, S. Yue, *Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions*, *Materials Science and Engineering: A*, **564** (2013) 501-508.

D. Langmajerová, *Termomechanické zpracování vícefázových vysokopevných ocelí*, *Disertační práce*, *Západočeská univerzita v Plzni*, 2013.

H. Aydin, E. Essadiqi, I. H. Jung, and S. Yue, *Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions*, *Mater. Sci. Eng. A*, **564** (2013), 501-508.

Vedoucí diplomové práce: **Doc. Ing. Ludmila Kučerová, Ph.D.**

Regionální technologický institut

Konzultant diplomové práce: **Ing. Štěpán Jeníček**

Regionální technologický institut

Datum zadání diplomové práce: **5. října 2018**

Termín odevzdání diplomové práce: **24. května 2019**



Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan



Prof. Dr. Ing. Antonín Kříž
vedoucí katedry

V Plzni dne 30. října 2018

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě diplomovou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této diplomové práce.

V Plzni dne:

.....
podpis autora

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Vrtáček	Jméno Jiří		
STUDIJNÍ OBOR	3911T016 „Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie“			
VEDOUČÍ PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Doc. Ing. Kučerová, CSc.	Jméno Ludmila		
PRACOVIŠTĚ	ZČU - FST - KMM			
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte	
NÁZEV PRÁCE	Vývoj technologie zpracování vysokopevných ocelí			

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2019
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	87	TEXTOVÁ ČÁST	78	GRAFICKÁ ČÁST	9
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	<p>Diplomová práce obsahuje vývoj technologie zpracování třetí generace víceřázkových vysokopevných ocelí s návrhem dvou experimentálních materiálů s rozdílným obsahem hliníku, popsání jejich mechanických vlastností, vývoj nástroje pro zpracování experimentálních materiálů, analýzu zpracovaných materiálů pomocí mikroskopie a stanovení mechanických vlastností.</p>
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	<p>Tepelně mechanické zpracování, press-hardening, b-sloupek, medium manganové oceli, 3. generace vysokopevných ocelí</p>

SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

AUTHOR	Surname Vrtáček	Name Jiří	
FIELD OF STUDY	3911T016 “Material engineering and engineering metalurgy“		
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Doc. Ing. Kučerová, CSc.	Name Ludmila	
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Development of high-strength steels processing technology		

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2019
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	87	TEXT PART	78	GRAPHICAL PART	9
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	This thesis dissert on development of third generation high-strength steels processing technology with two experimental materials with different aluminium content, their description of mechanical properties and microstructures, design of a tool for high-strength steels treatment and processed materials mechanical properties and microstructure analysis.
KEY WORDS	Thermo-mechanical treatment, press-hardening, B-pillar, medium manganese steels, 3rd generation of high-strength steels

Poděkování

Touto cestou bych chtěl poděkovat doc. Ing. Ludmile Kučerové, Dr.-Ing. Haně Jirkové Ph.D. a Ing. Štěpánu Jeníčkovi za odborné vedení a konzultace mé diplomové práce, cenné rady a připomínky. Dále bych chtěl poděkovat všem zaměstnancům Regionálního Technologického Institutu za nemalou pomoc při experimentální části této diplomové práce. Taktéž bych chtěl poděkovat firmě Comtes FHT a.s. a jejich zaměstnancům za pomoc s experimentálními materiály. Dále bych chtěl poděkovat mé blízké rodině za podporu ve studiu, přátelům a kamarádům za psychickou podporu během studií.

Výsledky této diplomové práce byly vytvořeny v rámci projektu TG02010011 Podpora komerčních příležitostí ZČU, dílčí projekt TRIPIAL (Transformation Induced Plasticity Isothermal Annealing Less). Projekt náležel do programu GAMA a byl podporován z účelových prostředků státního rozpočtu na výzkum a vývoj prostřednictvím Technologické agentury České republiky. A dále v rámci projektu Studentské grantové soutěže Západočeské univerzity SGS 2018-045 - Vývoj tepelného a termomechanického zpracování vysokopevných ocelí třetí generace, který je podporován z účelových prostředků státního rozpočtu na výzkum a vývoj prostřednictvím Ministerstva školství, mládeže a tělovýchovy.

Obsah

PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	10
1. ÚVOD.....	11
2. VÝVOJ VYSOKOPEVNÝCH OCELÍ.....	12
3. TYPY VYSOKOPEVNÝCH OCELÍ	15
3.1. VYSOKOPEVNÉ OCELI PRVNÍ GENERACE	15
3.1.1. <i>Oceli bez intersticiálních prvků (IF)</i>	15
3.1.2. <i>Vytvrditelné oceli (BH)</i>	15
3.1.3. <i>Uhlíko-manganová ocel (CMn)</i>	16
3.1.4. <i>Mikrolegované oceli (HSLA)</i>	16
3.2. POKROČILÉ VYSOKOPEVNÉ OCELI PRVNÍ GENERACE	16
3.2.1. <i>Dvoufázové oceli (DP)</i>	16
3.2.2. <i>Oceli s komplexními fázemi (CP)</i>	17
3.2.3. <i>TRIP oceli (Transformation-Induced Plasticity)</i>	18
3.2.4. <i>Martenzitické oceli (MS)</i>	19
3.2.5. <i>Press-hardened oceli (PHS)</i>	20
3.3. POKROČILÉ VYSOKOPEVNÉ OCELI DRUHÉ GENERACE	21
3.3.1. <i>Austenitické nerezové oceli (ASS)</i>	21
3.3.2. <i>TWIP oceli (Twinning-induced plasticity)</i>	21
3.4. POKROČILÉ VYSOKOPEVNÉ OCELI TŘETÍ GENERACE	22
3.4.1. <i>Q&P oceli (Quenching and Partitioning)</i>	22
3.4.2. <i>TBF oceli (TRIP-aided bainitic ferrite)</i>	23
3.4.3. <i>Nanosteel</i>	23
4. VLIV LEGUJÍCÍCH PRVKŮ SE ZAMĚŘENÍM NA MANGAN A HLINÍK	24
4.1. UHLÍK.....	24
4.2. KŘEMÍK.....	25
4.3. CHROM	25
4.4. NIKL.....	25
4.5. MOLYBDEN	25
4.6. WOLFRAM	26
4.7. VANAD	26
4.8. NIOB A TANTAL.....	26
4.9. TITAN	26
4.10. MĚĎ	26
4.11. BÓR	27
4.12. MANGAN.....	27
4.13. HLINÍK	27
5. INOVATIVNÍ POSTUPY TEPELNÉHO A TERMOMECHANICKÉHO ZPRACOVÁNÍ.....	29
5.1. DLOUHODOBÉ NÍZKOTEPLTNÍ ŽÍHÁNÍ NA BAINIT	29
5.2. TRIP OCELI S INTERKRITICKÝM ŽÍHÁNÍM	29
5.2.1. <i>TRIP oceli válcované za tepla</i>	29

5.2.2.	<i>TRIP ocelí válcované za studena</i>	30
5.2.3.	<i>Interkritické žhání</i>	31
5.3.	ZPRACOVÁNÍ OCELÍ POMOCÍ TECHNOLOGIE PRESS-HARDENING	32
5.4.	ZPRACOVÁNÍ POMOCÍ Q&P PROCESU	33
6.	EXPERIMENTÁLNÍ PROGRAM	35
6.1.	NÁVRH EXPERIMENTÁLNÍCH TAVEB	35
6.2.	CHARAKTERIZACE VÝCHOZÍCH STAVŮ MATERIÁLŮ	39
6.2.1.	<i>Překování na tyče kruhového průřezu</i>	39
6.2.1.1.	<i>Metalografie výchozího stavu</i>	40
6.2.1.2.	<i>Mechanické vlastnosti</i>	41
6.2.2.	<i>Převálcování na pásy</i>	41
6.2.2.1.	<i>Mikrostruktura výchozího stavu</i>	42
6.2.2.2.	<i>Mechanické vlastnosti</i>	43
6.3.	VÝVOJ TECHNOLOGIE PRO TVÁŘENÍ PLECHOVÝCH DÍLŮ	46
6.3.1.	<i>Návrh nástroje</i>	46
6.3.2.	<i>FEM Simulace</i>	49
6.3.3.	<i>Shrnutí parametrů nástroje</i>	50
6.4.	POSTUPNÁ OPTIMALIZACE TERMOMECHANICKÉHO ZPRACOVÁNÍ	52
6.4.1.	<i>Určení vhodné teploty austenitizace</i>	52
6.4.2.	<i>Stanovení vhodné rychlosti ochlazování</i>	54
6.4.3.	<i>Reálný proces</i>	60
6.5.	METALOGRAFICKÁ ANALÝZA ZÍSKANÝCH STRUKTUR	63
6.5.1.	<i>Světelná mikroskopie</i>	63
6.5.2.	<i>Barevné leptání</i>	67
6.5.3.	<i>Řádkovací elektronová mikroskopie</i>	69
6.5.4.	<i>Rentgenová difrakční fázová analýza</i>	71
6.6.	STANOVENÍ MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ	73
7.	DISKUZE VÝSLEDKŮ	79
8.	ZÁVĚR	81
	ZDROJE	82
	SEZNAM PŘÍLOH	85

Přehled použitých zkratk a symbolů

HSS -	High Strength Steels - vysokopevné oceli
AHSS -	Advance High Strength Steels - pokročilé vysokopevné oceli
ULSAB –	UltraLight Steel Auto Body – ultralehký rám vozidla
ULSAC -	UltraLight Steel Auto Closures – ultralehké dveřní panely
ULSAS -	UltraLight Steel Auto Suspension – ultralehké zavěšení kol
ULSAB-AVC-	UltraLight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts – ultralehký pokročilý rám vozidla
TRIP -	Transformed Induced Plasticity – deformační zvýšení plasticity
TWIP -	Twinning Induced Plasticity – zvýšení plasticity dvojčatěním
IRA -	Izotermický rozpad austenitu
ARA -	Anizotermický rozpad austenitu
M_s -	teplota startu martenzitické transformace
A_{c1} -	mezí teplota počátku rozpadu austenitu
A_{c3} -	teplota počátku přeměny austenitu na ferit
RT -	Room Temperature - pokojová teplota
R_m -	Mez pevnosti
$R_{p0,2}$ -	Smluvní mez kluzu
A -	Tažnost

1. Úvod

Trendem ve vývoji materiálů používaných masově v automobilovém průmyslu jsou vysokopevné oceli, které umožňují lepší mechanické vlastnosti než konvenční materiály používané v dřívějších dobách. Právě automobilový průmysl klade stále vyšší nároky na zvýšení bezpečnosti cestujících se snížením hmotnosti jednotlivých dílů konstrukce automobilů. Díly pro karoserie automobilů se v případě plechových částí vyrábějí i technologií press-hardening, nebo-li takzvaným kalením v nástroji. Touto metodou se přednostně zpracovávají press-hardening oceli.

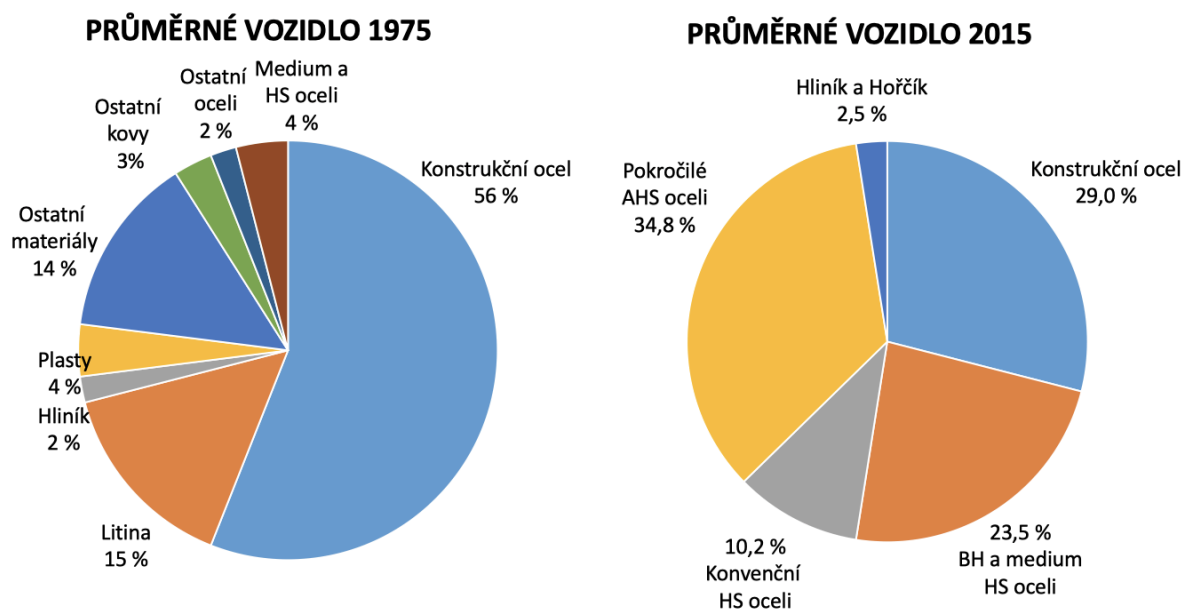
Pro zpracování nové, třetí generace vysokopevných ocelí se používá inovace technologie press-hardening ve formě vyhřívání zápuštěk pro získání vícefázové struktury. Třetí generace vysokopevných ocelí využívá legování uhlíkem, manganem, křemíkem a hliníkem, popřípadě mikrolegování niobem, vanadem nebo titanem.

Rešeršní část obsahuje jak historii vývoje vysokopevných ocelí po jednotlivých generacích, tak zaměření na jednotlivé dnes běžně vyráběné typy ocelí, působení legujících prvků na vysokopevné oceli a také na moderní metody jejich zpracování

Experimentální část je zaměřena na návrh a výběr vhodného experimentálního materiálu na základě literární rešerše a jeho následného zpracování na polotovary ve formě tyčí a plechů pro další tepelné zpracování. Dále byl proveden vývoj, konstrukce a použití speciálního nástroje pro zpracování vysokopevných ocelí se stanovením důležitých parametrů zpracování a jejich optimalizace. Mezi tyto parametry patří stanovení teploty austenitizace a návrh rychlosti ochlazování. Po optimalizaci výrobního procesu bylo vyzkoušeno celkem 8 různých variant s pozorováním vývoje mikrostruktury a mechanických vlastností u plechových materiálů s rozdílným podílem hliníku.

2. Vývoj vysokopevných ocelí

Vývoj vysokopevných ocelí pro automobilový průmysl sahá do 70. let 20. století. Důvodem použití těchto ocelí byla snaha o menší náklady na výrobu, snížení spotřeby pohonných hmot, zvýšení bezpečí cestujících a vlivem vývoje výkonnějších a silnějších vozidel také zajištění tuhosti konstrukce rámu. V předchozích konstrukcích automobilů, ale i jiných dopravních prostředků, bylo užíváno především nízkouhlíkových ocelí. Vyšší nároky, které byly kladené na důležité bezpečnostní díly sloužící k ochraně života při případném nárazu, se snažil naplnit průmysl vznikem nových typů ocelí, takzvaných vysokopevných ocelí (HSS = High Strength Steels) a pokročilých vysokopevných ocelí (AHSS = Advanced High Strength Steels). Standardně vyráběný automobil z hromadné výroby se sestával v roce 1975 okolo 4 % z vysokopevných ocelí (Obr. 1). V dnešních dnech je obsaženo v konstrukcích automobilů přibližně 30 % materiálů z vysokopevných ocelí a přibližně 30 % z pokročilých vysokopevných ocelí (Obr. 1) a tento trend každým rokem roste [1,2].



Obr. 1: Materiálové složení průměrného osobního vozu 1975 a 2015 [1, 2]

Snahy o snížení hmotnosti využitím lehčích dílů v karoserii vozidla vedly ke vzniku unikátního konsorcia sestávající z třiceti pěti materiálových výrobců reprezentující dvacet dva států s cílem demonstrovat možnosti pokročilých materiálů s pomocí společných fondů a zdrojů. Výsledkem se stal prototyp ultralehkého rámu vozidla (ULSAB – UltraLight Steel Auto Body) prezentované v roce 1998. Tento prototyp rámu dosahoval oproti konvenčně vyráběnému automobilu té doby redukci hmotnosti až 25 % s využitím vysokopevných ocelí (Obr. 2) [7].



Obr. 2: Prototyp ultralehkého rámu vozidla ULSAB [7]

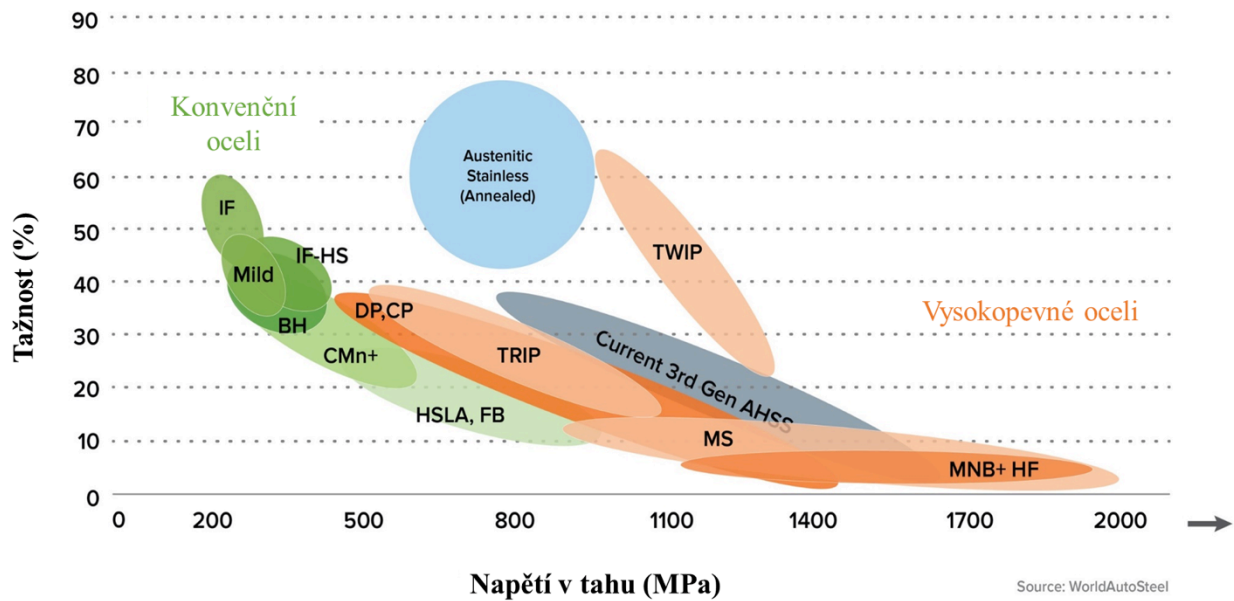
Kladný výsledek, který byl docílen v automobilovém průmyslu pomocí ultralehkého rámu, vedl k dalším třem projektům. Prvním výsledkem byl prototyp ultralehkých dveřních panelů ULSAC (UltraLight Steel Auto Closures) se snížením hmotnosti oproti standardním panelům až o 32 % prezentovaný v roce 2001 (Obr. 3 vlevo). Druhým úspěšným projektem bylo zavěšení kol, které se hmotnostně vyrovnalo stejně konstrukčně řešenému zavěšení z hliníkových slitin ULSAS (Obr. 3 uprostřed). Třetím výsledkem projektu byl návrh pokročilé ultralehké karoserie vozidla ULSAB-AVC (UltraLight Steel Auto Body - Advanced Vehicle Concepts) z roku 2002. Každý z těchto návrhů využívá vyšší podíl pokročilých vysokopevných ocelí s pokročilými technologiemi výroby [7].



Obr. 3: Odlehčené komponenty vozidel - dveřní panel (vlevo), zavěšení (uprostřed), karoserie (vpravo) [7]

Vzhledem k postupnému vývoji vysokopevných a pokročilých vysokopevných ocelí nejenom v automobilovém průmyslu lze shrnout všechny dnes používané i vyvíjené oceli do tří základních generací. Tyto generace se dělí dle postupného vývoje, ale taktéž vzhledem k mechanismům zpevnování, technologickým postupům zpracování, mechanickým vlastnostem a nákladností výroby jak materiálů, tak samotných výrobků. Nejčastěji se HS a AHS oceli

porovnávají pomocí tzv. "steel strength ductility" diagramu, neboli diagramu pevnosti-tažnosti ocelí, též známého jako "banana" diagram (Obr. 4) [1, 2].



Obr. 4: "Banana" diagram HS a AHS ocelí [6]

3. Typy vysokopevných ocelí

3.1. Vysokopevné oceli první generace

Vlivem zvýšení potřebných mechanických vlastností bezpečnostních dílů karosérie přestala stačit standardní konstrukční ocel s nízkým obsahem uhlíku a feritickou maticí, která dosahovala pevnosti v tahu pouze okolo 280 MPa s velmi dobrou tvařitelností. Proto došlo postupně k vývoji vysokopevných ocelí takzvané první generace. U těchto ocelí byl důraz kladen na použití úsporného legování a využití zejména legujících prvků jako je mangan a křemík.

Tyto oceli se dají rozdělit do dvou základních skupin, a to nízkouhlíkové konstrukční oceli a oceli s volnými intersticiemi (IF). Použití našly tyto oceli jako panely karosérie [3].

3.1.1. Oceli bez intersticiálních prvků (IF)

Jedná se o oceli s velmi nízkým obsahem uhlíku. Nízký obsah uhlíku je docílen v průběhu výroby během vakuovacího procesu, při kterém se odstraní plyny, jako jsou oxid uhelnatý, vodík nebo dusík. Typicky intersticiální atomy jako jsou uhlík nebo dusík tvoří nitridy či karbidy s legujícími prvky jako jsou titan nebo niob. Vlivem tvorby karbidů a nitridů dochází k stabilizaci zbytkových intersticiálních prvků, které mají za následek stárnutí, tudíž jsou tyto oceli nestárnoucí.

Snížení počtu intersticiálních prvků má příznivý vliv na zlepšení tažnosti IF ocelí. Tyto oceli se dělí na dva typy, a to na nízkopevnostní a vysokopevnostní. Rozdílem mezi těmito typy je v přísadě fosforu nad 0,06 %, při kterém dochází k většímu zpevnění. V případě nízkopevnostních IF ocelí se tyto oceli využívají jako panely karosérie vlivem dobré tažnosti a dobré míry zpevnění [2, 3].

3.1.2. Vytvrditelné oceli (BH)

Vytvrditelné oceli (Bake Hardenable steels) patří do skupiny IF ocelí s tzv. BH (bake hardening) efektem. Jejich základní struktura je feritická s rozpuštěnými atomy uhlíku, popřípadě dusíku. Unikátní vlastností těchto ocelí je chemický a výrobní postup, který je navržen pro uchování uhlíku ve struktuře kvůli zamezení tvorby karbidů během výroby. Během tohoto výrobního procesu, konkrétně při kontrolovaném stárnutí, dochází k difuzi ovlivňující mechanické vlastnosti. Jedná se o tři mechanismy zlepšování mechanických vlastností, a to segregace uhlíku v dislokacích, precipitaci karbidů a uspořádání atomů uhlíku do intersticií. BH efekt je ovlivněn obsahem uhlíku, manganu, fosforu a parametry tepelného zpracování.

Po vypálení laku vykazují tyto oceli dobrou tvařitelnost, ale také odolnost proti vzniku promáčklin, které vznikají například při nárazu kamínku do karosérie. Tato ocel se běžně používá na vnější části vozidel, jako jsou kapoty, panely dveří, střecha, kufr a jiná místa, kde je třeba zvýšená odolnost proti deformacím způsobených např. kamínky a jinými malými projektily narážející do karosérie vozidla [2, 3, 11].

3.1.3. Uhlíko-manganová ocel (CMn)

Tento typ ocelí užívá pro zpevnění legování majoritně manganem, který zajišťuje větší houževnatost, pevnost a zpevnění než je tomu v případě uhlíkových ocelí. Obsah manganu se pohybuje v rozmezí 1,2 – 1,8 hm. %. Při zvyšování obsahu manganu v rozsahu 12 – 15 hm. % získáme tzv. Hadfieldovu ocel, která vyniká svojí nárazovou pevností a odolností proti korozi. Uhlíko-manganová ocel má feriticko-perlitickou, feriticko-bainitickou nebo feriticko-martenzitickou mikrostrukturu, která je získána vhodným legováním manganem a tepelným zpracováním. Tepelné zpracování obsahuje tři kroky chladnutí. Prvním krokem je válcování za tepla ukončené nad teplotou A_{c3} , následované rychlým ochlazením na teplotu, kdy nejrychleji probíhá feritická transformace. Důsledkem je vytvoření jemného feritu. Posledním krokem je pozvolné chlazení za vzniku druhé fáze (perlitu, bainitu nebo martenzitu). Výsledná pevnost v případě feriticko-perlitické CMn oceli dosahuje 440 MPa, v případě oceli feriticko-bainitické je výsledná pevnost až 540 MPa [2, 3, 12].

3.1.4. Mikrolegované oceli (HSLA)

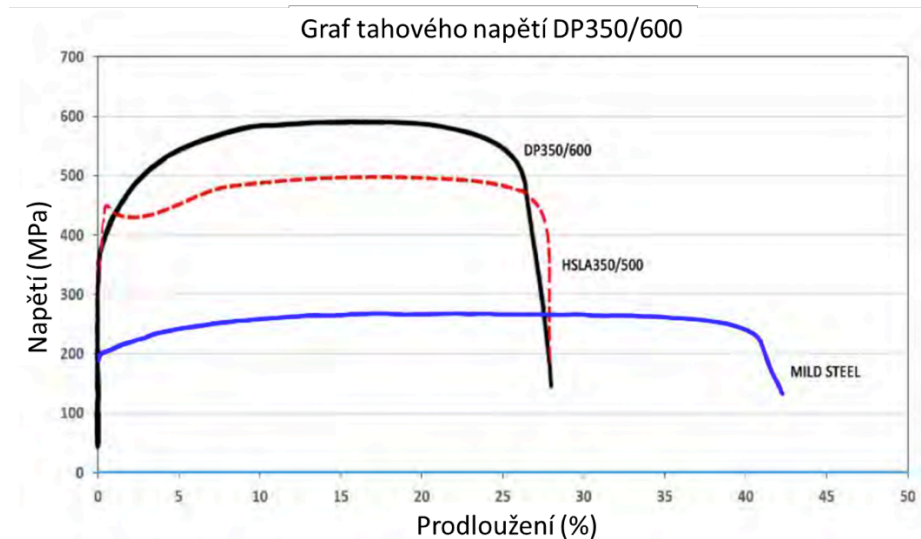
Jedná se o uhlíko-manganové oceli se zvýšenou pevností díky mikrolegování titanem, vanadem nebo niobem. Struktura se skládá z feritické matrice s feriticko-perlitickými útvary a karbidy legujících prvků. Legování těmito prvky způsobuje karbidické precipitační, substituční a intersticiální vytvrzování, zároveň taktéž zjemnění zrna. Tyto oceli lze stále tvářet lisováním navzdory vysoké pevnosti v tahu dosahující až 800 MPa. HSLA oceli byly první oceli běžně užívané jako vysokopevné oceli pro díly v automobilovém průmyslu v 90. letech 20. století. HSLA oceli jsou i dnes používány v konstrukcích automobilů v oblastech s nároky na absorbování energie při nárazu vozidla. Nicméně HSLA oceli jsou postupně nahrazovány modernějšími typy pokročilých vysokopevných ocelí [2, 3].

3.2. Pokročilé vysokopevné oceli první generace

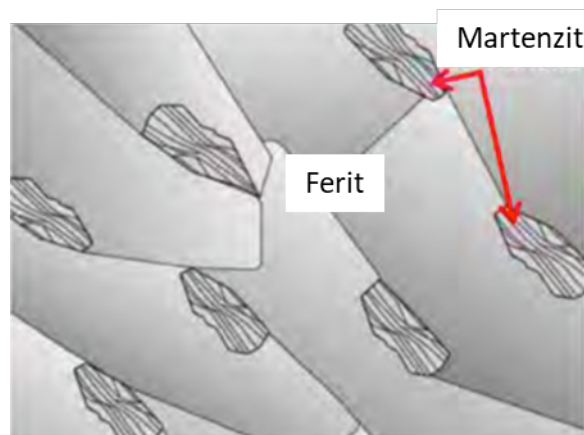
První generace AHSS vykazují lepší tvárnost než HSLA oceli s podobnými mechanickými vlastnostmi, především pevností v tahu. Tyto oceli mají typicky martenzitickou mikrostrukturu a v některých typech jednu či více jiných fází pro zlepšení tvařitelnosti. Zlepšení mechanických vlastností je dosahováno směsnými strukturami, v některých případech i využitím zbytkového austenitu, případně definovaným profilem tepelného zpracování [3].

3.2.1. Dvofázové oceli (DP)

Struktura tohoto typu pokročilých vysokopevných ocelí obsahuje feritickou a martenzitickou fázi pro dosažení dobré tvárnosti a pevnosti. Dvofázové oceli mají ve většině případů větší tažnost než HSLA oceli a zároveň dosahují podobných mechanických vlastností (Obr. 5). Feriticko-martenzitická struktura (Obr. 6) je získána speciálním tepelným zpracováním. V současné době se pevnost v tahu dvofázových ocelí pohybuje v rozmezí 590 až 1400 MPa. Používají se především v oblasti deformačních členů rámu vozidel, jako jsou A a B sloupky, střešní výztuhy nebo prahy [3].



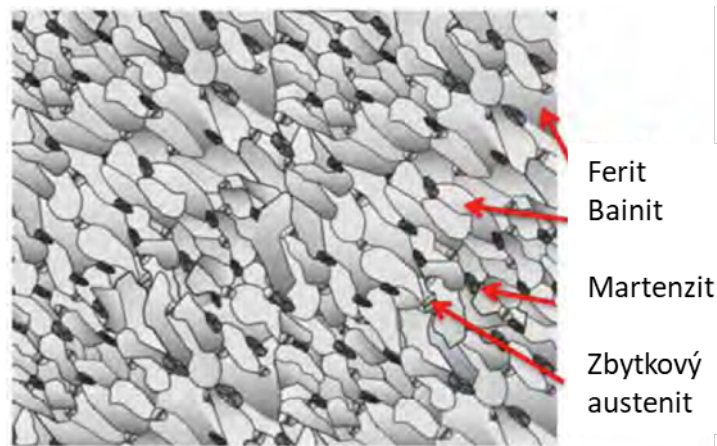
Obr. 5: Porovnání mechanických vlastností DP, HSLA a běžných konstrukčních ocelí [2]



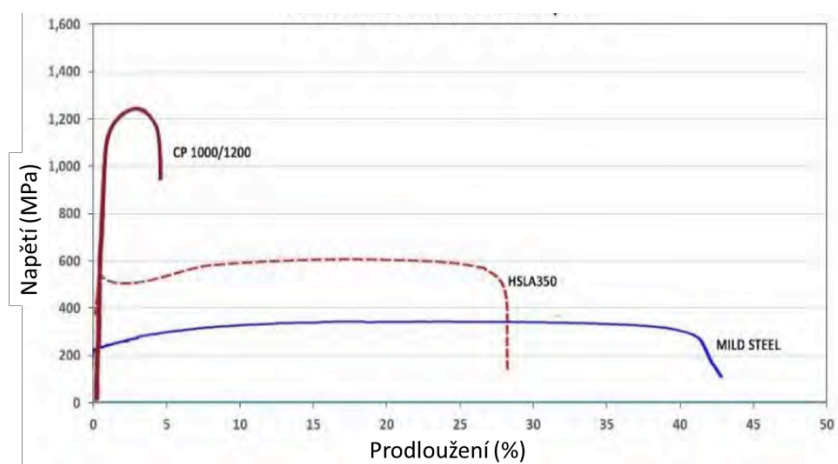
Obr. 6: Schéma struktury dvoufázové oceli [2]

3.2.2. Oceli s komplexními fázemi (CP)

Oceli s komplexními fázemi mají běžně lepší tvárnost než dvoufázové oceli. Jejich struktura obsahuje také bainit (Obr. 7). Zjemnění zrna je docíleno pomocí mikrolegování titanem, vanadem nebo niobem. Tyto oceli dosahují pevnosti v tahu v rozmezí 800 až 1180 MPa (Obr. 8) a běžně jsou používány jako výztuhy rámců, konkrétně se jedná o A a B sloupky [3].



Obr. 7: Schéma struktury CP ocelí [2]

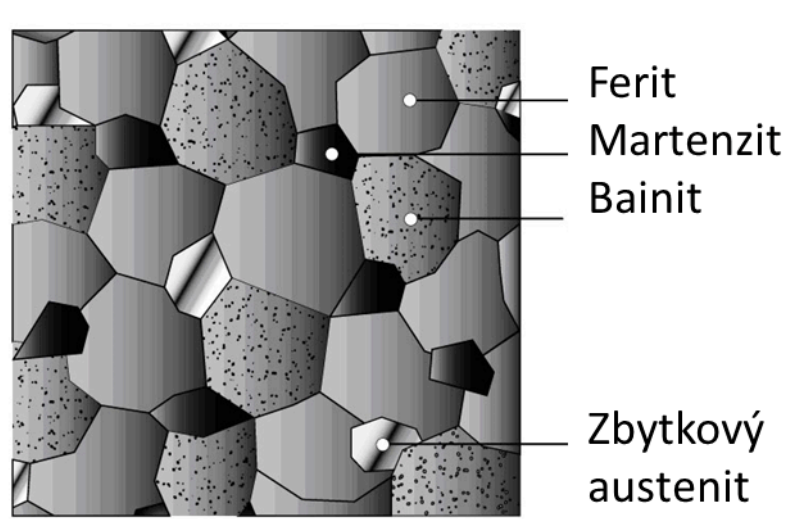


Obr. 8: Porovnání mechanických vlastností CP, HSLA a konstrukčních ocelí [2]

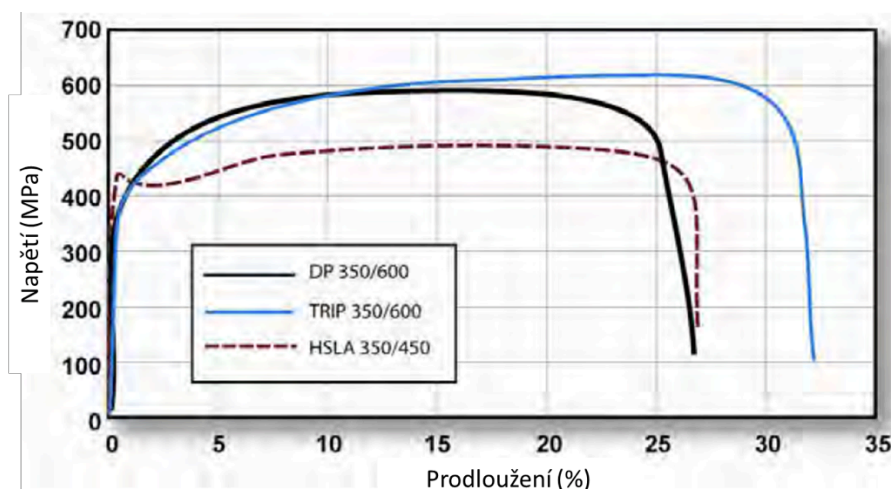
3.2.3. TRIP oceli (Transformation-Induced Plasticity)

Ve struktuře TRIP ocelí se vyskytuje vedle feritu, bainitu a malému podílu martenzitu taktéž zbytkový austenit (Obr. 9). TRIP (TRansformation-Induced Plasticity) efekt spočívá v transformaci zbytkového austenitu na martenzit při dodání energie (např. při nárazu vozidla), která má za následek zpevnění a absorpci energie. TRIP oceli dosahují vyšších hodnot tažnosti než je tomu u CP, DP a HSLA ocelí. Dnešní běžně užívané TRIP oceli nahrazují DP a HSLA oceli kvůli větší absorpci energie a možnosti tváření komplexních dílů s velkou hloubkou tažení. TRIP oceli se legují křemíkem a/nebo hliníkem pro zrychlení tvorby feritu a bainitu. Zároveň zabraňují precipitaci karbidů v bainitu. Další důležitou legurou je mangan, který stabilizuje austenit, napomáhá zvýšení procenta uhlíku, který se rozpouští v austenitu. Zároveň mangan rozšiřuje oblast ochlazení, protože zpožďuje tvorbu perlitické struktury. TRIP oceli se zpracovávají válcováním za tepla nebo za studena. Po tomto zpracování dochází k interkritickému žihání pro obnovení tvařitelnosti v případě válcování za studena a k vytvoření vhodné mikrostruktury (ferit, bainit, martenzit a zbytkový austenit) podstatné pro následný TRIP efekt. Tento typ ocelí má pevnost v tahu v rozmezí 590-1180 MPa (Obr. 10) a běžně se užívá jako křížové členy (například v dveřních rámech automobilů) a taktéž jako výztuhy předních a zadních podélných částí nárazníků [3,10].

Pro experimentální část této diplomové práce byly zvoleny materiály z TRIP ocelí. Na experimentálních materiálech se bude provádět kombinace termomechanického zpracování spočívající v provedení interkritického žhání s bainitickou přeměnou při tváření plechových přístřihů.



Obr. 9: Schéma struktury TRIP ocelí [2]

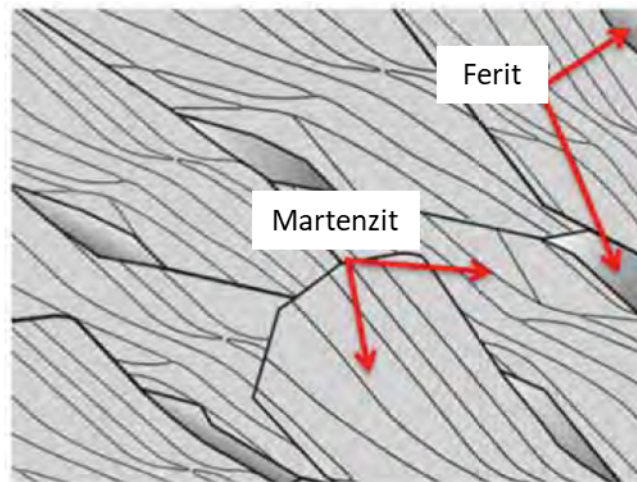


Obr. 10: Porovnání mechanických vlastností TRIP, DP a HSLA ocelí [2]

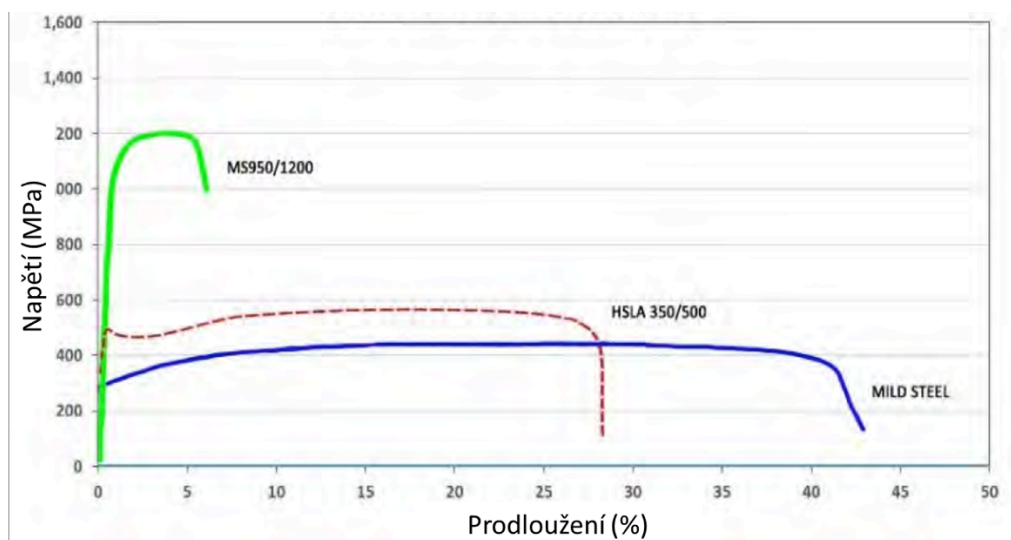
3.2.4. Martenzitické oceli (MS)

Jak už název napovídá, jedná se o oceli s velkým podílem martenzitu, který je doplněn o malý podíl feritu a bainitu (Obr. 11). Martenzitické oceli dosahují nejvyšších hodnot meze pevnosti. Vlivem martenzitu mají poměrně malou tažnost. Martenzitické oceli se v dnešní době vyrábějí s pevností v tahu 900 až 1700 MPa (Obr. 12) a používají se v dílech automobilů, kde může být limitovaná deformace, zejména podélných profilů předních a zadních nárazníků. Martenzitické oceli jsou velmi pevné na lisování, proto jsou tvářeny pomocí válečkování nebo jsou zpracovány technologií press-hardening (taktéž známého jako hot stamping). Při technologii press-hardening jsou tyto oceli, legované manganem a bórem,

předeřtá, lisovány a poté zakaleny pro získání konečné vysoké pevnosti. Zpětné odpružení (springback efekt) je eliminován tvářením za tepla a taktěž je možno vyrábět tvarově komplikované geometrie s velmi dobrými pevnostními vlastnostmi [3].



Obr. 11: Schéma struktury martenzitických ocelí [2]



Obr. 12: Porovnání mechanických vlastností MS, HSLA a konstrukčních ocelí [2]

3.2.5. Press-hardened oceli (PHS)

Oceli zpracované technologií press-hardening dosahují pevnosti 1500 až 1800 MPa. V posledních letech se využívaly výhradně pro výrobu bezpečnostních a nárazu odolných dílů rámu automobilů. U nové generace PH ocelí je předpokládána pevnost v tahu až 2000 MPa. Obě tyto kategorie PH ocelí se využívají v místech karosérie automobilu, kde je velmi omezená deformace částí rámu. Typickým příkladem takových dílů jsou boční prahy, výztuhy A a B sloupků, výztuhy střechy a v poslední době se taktěž používají v podlahových panelech, u kterých se pomocí PH ocelí redukuje hmotnost [3].

3.3. Pokročilé vysokopevné oceli druhé generace

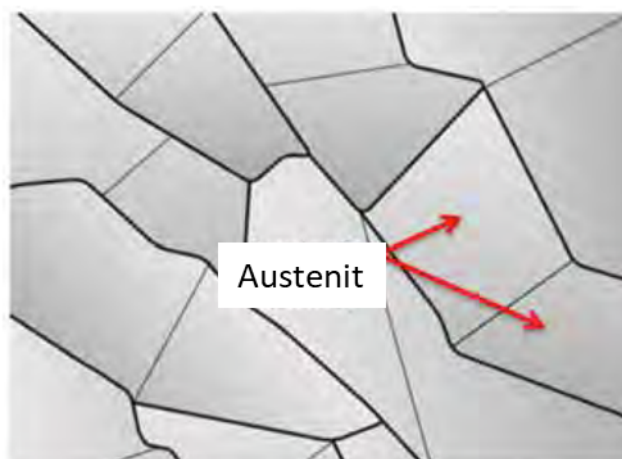
AHSS druhé generace jsou oceli s vysokým podílem austenitu. To je docíleno pomocí legujících prvků, zejména manganu, umožňujících získání austenitické struktury při zachlazení materiálu na pokojovou teplotu. Tyto materiály mají výbornou tažnost a pevnost, ale použití těchto materiálů je kvůli velkému obsahu legujících prvků, a tedy vysoké ceně, velmi limitující. V současné době se AHSS druhé generace užívají v prémiových značkách automobilů jako je Audi či Porsche. Dalším problémem těchto ocelí je ten, že vyrobené součásti mají tendenci opožděně praskat po uskladnění [4].

3.3.1. Austenitické nerezové oceli (ASS)

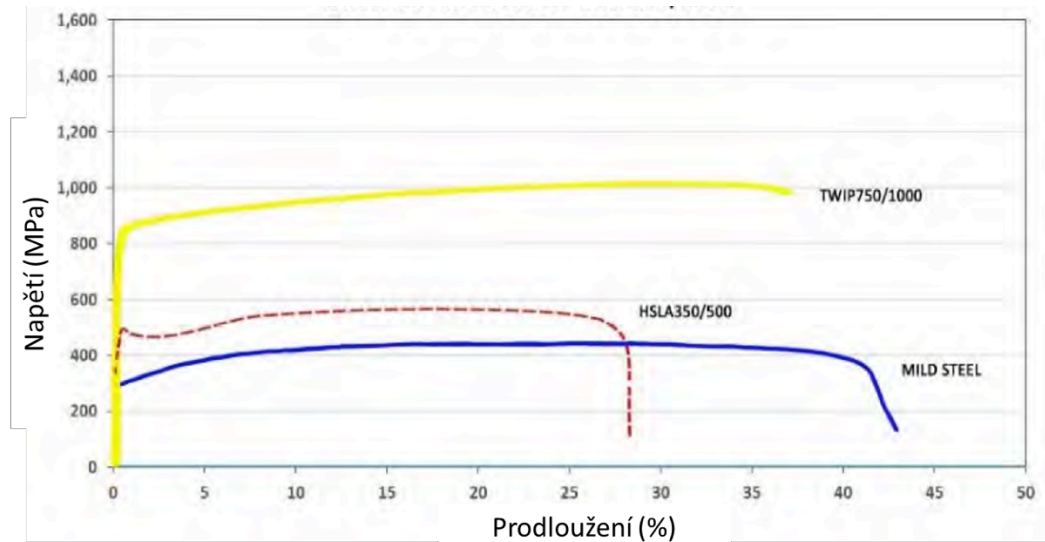
První generace pokročilých vysokopevných ocelí typu TRIP obsahují podíl zbytkového austenitu v rozmezí 10 až 15 %. Austenitické nerezové oceli jsou oceli využívající deformačně indukované martenzitické přeměny stejně jako oceli spadající do první generace AHSS s tím rozdílem, že obsah austenitu ve struktuře může dosáhnout až 100 %. To je získáno pomocí legujících prvků, které se vyskytují v desítkách procent. Mezi legující prvky patří mangan, nikl a dusík. Dosahují pevnosti až 1000 MPa [4].

3.3.2. TWIP oceli (Twinning-induced plasticity)

Oceli typu TWIP jsou také austenitické oceli s podílem austenitu až 100 % (Obr. 13). Jako mechanismu zpevňování je zde využito tvorby austenitických dvojčat, jejichž hranice se chová jako hranice zrna a tím dochází ke zpevnění. Tvorba dvojčat je majoritně způsobena velkým obsahem manganu v rozmezí 15 – 30 hm. %. TWIP oceli dosahují výborné tažnosti pohybující se nad 50 % a pevnosti v tahu okolo 1000 MPa (Obr. 14). Nové studie ukazují, že tento typ ocelí je při dalších technologických úpravách vhodný jak pro tváření za studena, tak i pro tváření za tepla s následným zakalením, které zlepší mechanické vlastnosti [4].



Obr. 13: Schéma struktury TWIP ocelí [2]



Obr. 14: Porovnání mechanických vlastností TWIP, HSLA a konstrukčních ocelí [2]

3.4. Pokročilé vysokopevné oceli třetí generace

Při vývoji pokročilých ocelí třetí generace je snaha o zvýšení tažnosti s dosažením pevnosti již vyvinutých vysokopevných ocelí. Cílem je získat materiály s tažností až 40 % a pevnosti dosahující až 2000 MPa v kombinaci s nízkými náklady. Splnění těchto požadavků mohou nabídnout pokročilé vysokopevné oceli kombinující TRIP a TWIP mechanismy zpevňování s feriticko-bainitickou strukturou s podílem martenzitu a zbytkového austenitu. Zároveň je snaha o zlepšení svařitelnosti ocelí s vyšším zastoupením austenitické struktury. Dalším přístupem je výzkum ocelí s velmi jemnou mikrostrukturou, kdy je velikost zrna v řádech nanometrů s vysokou pevností. V posledních letech bylo vyvinuto několik typů vysokopevných pokročilých ocelí, pouze dvě se dnes používají v praxi, jedná se o Q&P oceli (Quenching and partitioning = “kalení a přerozdělení“) a TBF oceli [2, 3, 5].

3.4.1. Q&P oceli (Quenching and Partitioning)

Q&P oceli jsou oceli obsahující vedle uhlíku, hlavně mangan, křemík, nikl a molybden. Tyto prvky pomáhají v potlačení vzniku karbidů. V rámci požadované pevnosti můžou dosahovat obsahově až 4 hm. % legur, což je daleko menší zastoupení než je tomu u druhé generace AHSS. Během tepelného zpracování Q&P ocelí je kalení přerušeno pod teplotou M_s a materiál je potom ohřát těsně pod nebo na teplotu okolo teploty M_s . Při výdrži na této teplotě dochází ke stabilizaci zbytkového austenitu uhlíkem difundujícího z přesyceného martenzitu. Získaná struktura obsahuje 5 až 12 % stabilního zbytkového austenitu, 50 až 80 % martenzitu a v případě dalšího vývojového stupně taktéž 20 až 30 % feritu. Austenit je většinou přítomen ve formě tenkých filmů po okrajích martenzitických jehlic. Právě přítomnost zbytkového austenitu a feritu zlepšují tvařitelnost těchto ocelí. Tento typ ocelí dosahuje pevnosti v tahu standardně se pohybující v rozmezí 980 až 1180 MPa. V rámci výzkumu a inovací byla vyvinuta ocel s pevností v tahu až 2100 MPa s 9 % tažností. Materiál se používá jako výztuhy do A a B sloupků [2, 5].

3.4.2. TBF oceli (TRIP-aided bainitic ferrite)

TBF oceli jsou bainiticko-feritické nízkolegované oceli využívající procesu výroby, který je podobný Q&P procesu. Tento typ ocelí dosahuje pevnosti v tahu pohybující se v rozmezí 980 až 1470 MPa. V dnešní době se užívají jako části A a B sloupků ve vozidlech firmy Nissan, konkrétně se vyskytuje v modelu Infinity Q50, kde zastupuje 4 % bezpečnostního rámu vozidla [5].

3.4.3. Nanosteel

Jedná se o experimentální materiál ve fázi vývoje. Podstatou tohoto materiálu tkví ve specifickém tepelném zpracování a přesném chemickém složení materiálu. Během odlévání vzniká struktura složená z austenitu a malým procentem boridů. Po tepelném zpracování je austenit zjemněný až do velikosti zrna několika nanometrů. Během plastické deformace je zpevnění vyšší než je tomu u typických TRIP ocelí. Během pokusu nahrazení určitých komponent rámu vozidla firmy Honda se zjistilo, že je možno díky tomuto materiálu snížit hmotnost až o 30 % [2, 5].

4. Vliv legujících prvků se zaměřením na mangan a hliník

Oceli obsahují legující prvky a nečistoty, které ovlivňují jejich vlastnosti a jsou spojené s tvorbou austenitu, feritu a cementitu. Při kombinaci legování určitými prvky s tepelným zpracováním vzniká široká variace mikrostruktur a vlastností, které výsledné oceli dosahují. Použití legujících prvků v jejich kombinaci je obtížný vědecký obor. Vlastnosti získané jedním legujícím prvkem mohou být potlačeny při užití jiného legujícího prvku. Při uvážení tohoto faktu je třeba uvědomit si vzájemné interakce legujících prvků v budoucím výrobku.

Legující prvky ovlivňující krystalickou mřížku se dají rozdělit do dvou kategorií, a to:

- Prvky rozšiřující oblast austenitu a podporující tvorbu austenitu, neboli austenitotvorné prvky, jako jsou nikl, kobalt, mangan, měď, uhlík a dusík.
- Prvky zužující oblast austenitu a podporující tvorbu feritu, neboli feritotvorné prvky, mezi které patří křemík, chrom, wolfram, molybden, fosfor, hliník, cín, antimon, astat, zirkonium, niob, bór, síra a césium [8].

Dále lze legující prvky rozdělit do dvou skupin podle interakce s uhlíkem v oceli, a to:

- Karbidotvorné prvky, jako jsou mangan, chrom, molybden, wolfram, vanad, niob, titan a zirkonium. Tyto prvky interagují s cementitem v tuhé fázi v malých koncentracích. Ve vyšších koncentracích tvoří více stabilní karbidy z legur.
- Nekarbidotvorné prvky, jako jsou nikl, kobalt, měď, fosfor a hliník, kdy tyto prvky jsou umístěny v krystalické mřížce a neinteragují s uhlíkem [8].

Dále jsou probírány legující prvky jednotlivě pro jejich jednoduché zařazení a určení jejich efektu na jak běžné oceli, tak vysokopevné.

4.1. Uhlík

Základním a hlavním legujícím prvkem v oceli je uhlík. Uhlík má za následek ovlivnění všech transformací oceli. Zvýšení obsahu uhlíku má za následek zhoršení kvality povrchu. Uklidněné oceli s obsahem uhlíku okolo 0,15-0,30 % mohou mít špatnou kvalitu povrchu a je zapotřebí speciálních metod obrábění pro zlepšení kvality povrchu. Uhlík ve vysokopevných oceli stabilizuje austenit a taktéž určuje stabilitu zbytkového austenitu, který je potřebný pro zpevňování při TRIP a TWIP mechanismech zpevňování [8, 10].

Uhlík má mírnou tendenci pro makrosegregace při tuhnutí roztoku, a tento jev je ve většině případů důležitější než je tomu u jiných legujících prvků. Uhlík má silný sklon k segregování v defektech vyskytujících se v mikrostruktuře (například hranice zrn nebo dislokace). Karbidotvorné prvky mohou interagovat s uhlíkem za tvorby karbidů legujících prvků. Je to taktéž hlavní vytvrzující prvek ve všech ocelích s výjimkou austenitických precipitačně vytvrzitelných ocelí, nerezových ocelí a ocelí s volnými intersticiemi. Uhlík v ocelích dosahuje zpevňovacího efektu pomocí zpevňování tuhého roztoku a rozptýlení karbidů legujících prvků v mikrostruktuře a taktéž zpevňuje martenzit. Se zvětšujícím

obsahem uhlíku se zvyšuje pevnost, ale klesá kujnost. Dále zvýšení obsahu uhlíku ovlivňuje svařitelnost a snižuje houževnatost [8, 10].

4.2. Křemík

Křemík je jedním ze základních desoxidačních prvků používaném při výrobě oceli, který se plně rozpouští ve feritu. Při obsahu nižším než 0,30 % se zvyšuje pevnost oceli s malým poklesem tvárnosti [8].

Kombinací křemíku s manganem nebo molybdenem se významně zvyšuje vytvrditelnost vysokopevných ocelí. V tepelně zpracovaných vysokopevných ocelích hraje křemík velkou roli, neboť zvyšuje vlastnosti, jako jsou vytvrditelnost, odolnosti proti opotřebením a zvyšování meze kluzu. Ve vysokopevných ocelích křemík způsobuje snížení kvality povrchu, proto se částečně nahrazuje hliníkem. Dále stabilizuje a zpevňuje feritickou fázi, zpožďuje tvorbu karbidů a zvyšuje počáteční teplotu rozpadu austenitu. Křemík je nekarbidotvorný prvek rozpouštějící se v martenzitu, který zvyšuje teplotu začátku martenzitické přeměny až do teploty 300 °C [8, 10, 14]

4.3. Chrom

Chrom je průměrný tvůrce karbidů, zvyšující tvrdost, korozní a oxidační odolnost ocelí, zlepšuje vysokoteplotní pevnost a zlepšuje abrazivní odolnost ve vysokouhlíkových ocelích. Chromové karbidy jsou tvrdé a odolné proti opotřebením. Jedná se o nejdůležitější legující prvek v ocelích. Při legování chromem se zvyšuje podíl nečistot, jako jsou fosfor, cín, antimon a astat, které segregují po hranicích zrna a způsobují zkřehnutí. Ve vysokopevných ocelích zpožďuje tvorbu perlitu a bainitu. V případě TRIP ocelí zvyšuje podíl zbytkového austenitu, který je hrubozrnný a nestabilní [8, 14].

4.4. Nikl

Nikl je austenitotvorný, nekarbidotvorný prvek zvyšující vytvrditelnost. V kombinaci s chromem a molybdenem vzniká struktura s větší vytvrditelností, vrubovou houževnatostí a únavovou odolností. Nikl rozpuštěný ve feritu zvyšuje pevnost a snižuje přechodovou teplotu až pod bod mrazu. V případě chrom-niklových austenitických nerezových ocelí zvyšuje korozní odolnost v prostředí bezkyslíkatých kyselin [8].

4.5. Molybden

Jedná se o karbidotvorný prvek částečně se rozpouštějící v cementitu. Při dostatečném obsahu tvoří karbidy a taktéž může vyvolat sekundární vytvrzování během popouštění zakalených ocelí a zvyšuje pevnost v tečení za zvýšených teplot v případě nízkolegovaných ocelí. Legování molybdenem způsobuje jemnozrnnost struktury, zvyšuje vytvrditelnost a zvyšuje únavovou pevnost, dále zvyšuje korozní odolnost. Vysoký obsah molybdenu redukuje náchylnost k pittingu v případě korozivzdorných ocelí. V případě vysokopevných ocelí snižuje teplotu rozpadu austenitu, dále snižuje tvorbu perlitické struktury. Jedná se o prvek s největší vytvrditelností u vysokopevných ocelí. Ve vícefázových vysokopevných ocelích se užívá v kombinaci s chromem, kde zamezuje tvorbu perlitu a/nebo bainitu při teplotách žhání [8, 14].

4.6. Wolfram

Wolfram je silně karbidotvorný prvek. Vlastnosti wolframu jsou v ocelích velmi podobné molybdenu. Wolfram se mírně rozpouští v cementitu. Zvýšením obsahu wolframu se tvoří velmi tvrdé, abrazi odolné karbidy, které mohou způsobit sekundární vytvrzení při popouštění. Wolfram s molybdenem tvoří dva základní legující prvky v rychlořezných ocelích [8].

4.7. Vanad

Vanad je velmi silným karbidotvorným prvkem zjemňující zrna a zvyšující pevnost a houževnatost. Velmi malé množství vanadu se rozpouští v cementitu. Obvykle se rozpouští v austenitu, silně zvyšuje vytvrditelnost, ovšem nerozpuštěné karbidy vanadu vytvrditelnost snižují. Jemné vanadiové karbidy a nitridy zajišťují velkou tvrdost v případě mikrolegovaných ocelí po válcování, taktéž zvyšuje tvrdost za zvýšených teplot a v návaznosti je vhodný legující prvek pro zvýšení požadovaných vlastností rychlořezných nástrojů [8].

Vanad zvyšuje mez pevnosti, dále také odolnost proti opotřebení a vysokoteplotní pevnost. Z těchto důvodů je používán výhradně jako legující prvek v rychlořezných ocelích a ocelích odolných proti tečení, taktéž zvyšuje svařitelnost tepelně zpracovaných ocelí [8].

4.8. Niob a Tantal

Niob a tantal jsou silnými karbidotvornými a nitridotvornými prvky. Malý podíl niobu má za následek tvorbu jemných nitridů a karbonitridů, zjemňovat zrna a tím pádem zvyšovat mez kluzu ocelí. Niob je široce využíván v mikrolegovaných ocelích k zajištění vysoké pevnosti a dobré houževnatosti díky kontrolovanému válcování. Obsah niobu okolo 0,03 % v austenitu má za následek zvýšení meze kluzu až o 150 MPa v případě středně legovaných ocelí. Niob slouží jako stabilizátor zamezující intergranulární korozi v chrom-niklových austenitických ocelích [8].

4.9. Titan

Jedná se o silně karbidotvorný a nitridotvorný prvek s vlastnostmi podobnými niobu a tantalu, ale karbidy a nitridy titanu jsou více stabilní než je tomu v případě niobu a tantalu. Titan je široce užíván v austenitických korozivzdorných ocelích jako karbidotvorný prvek sloužící ke stabilizaci a zamezení tvorby intergranulární koroze. Vznikem speciálních nitridů dochází ke zvýšení pevnosti v tečení. Titan, niob a vanad tvoří stabilní nitridy špatně se rozpouštějící v austenitu, pokud dojde k rozpuštění těchto nitridů v austenitu, má to za následek velké zvýšení pevnosti a tvrdosti legovaných ocelí díky přítomnosti manganu a chromu. Mangan a chrom snižují stabilitu karbidů titanu, niobu a vanadu [8].

4.10. Měď

Jedná se o prvek s mírným sklonem k segregaci. Obsah nad 0,30 % mědi může způsobit precipitační zpevnění, zlepšuje korozní vlastnosti, vytvrditelnost a tahové vlastnosti ve slitinách a nízkolegovaných ocelích. Při zvýšeném obsahu nad 1 % mědi v austenitických

nerozovných ocelích se zvyšuje odolnost proti kyselině sírové a chlorovodíkové. Při vyšším obsahu mědi je materiál nevhodný pro tváření za tepla a má špatnou kvalitu povrchu [8].

4.11. Bór

Ve velmi malém množství (0,0005-0,0035 %) bóru se začíná ocel vytvrzovat kvůli silnému sklonu segregovat na hranicích zrn. Díky segregaci po hranicích zrn se také zvyšuje vytvrditelnost jiných legujících prvků. Bór se používá jako levnější náhrada jiných dražších prvků. Příznivé vlastnosti legování bórem se vyskytují v nízkouhlíkových či středně uhlíkových ocelích, dále zvyšuje svařitelnost, nicméně vyšší obsah bóru má za následek křehké, neobrobitelné oceli [8].

4.12. Mangan

Mangan se prakticky vyskytuje ve všech ocelích v obsahu 0,30 % a více. Mangan je ve své podstatě desoxidační a desulfurizační prvek s menší tendencí pro makrosegregaci než je tomu u jiných běžných legujících prvků. Povrch má vlivem manganu vyšší kvalitu bez ohledu na obsah uhlíku s výjimkou ocelí s velmi nízkým obsahem uhlíku. Mangan zvyšuje svařitelnost, tvárnost a snižuje nebezpečí tvorby trhlin při tváření za tepla [8].

Mangan je slabý karbidotvorný prvek rozpouštějící se pouze v cementitu. Jedná se o austenitotvorný prvek, který ve větším podílu (nad 2 %) zvyšuje pravděpodobnost praskání a tvarovou deformaci výrobků při kalení. Přítomnost manganu v ocelích zvyšuje obsah nečistot sestávající z fosforu, cínu, antimonu a astatu, kdy tyto nečistoty segregují na hranicích zrn způsobující popouštěcí křehkost. Ve vysokopevných ocelích se vyskytuje v rozmezí 0,4-2 hm. %. Mangan se rozpouští ve feritické matici, kde má za následek deformaci krystalické mřížky. Vzniklá deformovaná mřížka zvyšuje mez elasticity a zároveň zabraňuje pohybu dislokací. Následkem je zpevnění feritické matrice. Mangan také zvyšuje vytvrditelnost ocelí pomocí zvýšení kritické aktivační energie potřebné pro nukleaci feritu. Větší podíl manganu v rozmezí 1,5-2 hm. % snižuje tvorbu perlitu a podporuje tvorbu acirkulárního feritu nebo tvorby bainitu, který zvyšuje mez napětí [8, 14].

V případě TRIP ocelí mangan zvyšuje stabilitu austenitu snížením teploty M_s . Zároveň mangan snižuje teplotu T_0 , která odpovídá horní hranici obsahu uhlíku v austenitu dovolující bezdifúzní přeměnu austenitu na ferit. Důsledkem je tvorba většího množství austenitu při izotermické bainitické přeměně s nižším maximálním obsahem uhlíku. Nižší obsah uhlíku zvyšuje teplotu počátku martenzitické transformace a zároveň snižuje stabilitu zbytkového austenitu ve struktuře [14].

4.13. Hliník

Hliník je široce využíván jako desoxidační prvek a pro zjemňování zrna. Běžně je užíván jako legující prvek v nitridických ocelích, neboť vytváří velmi tvrdé nitridy s dusíkem. Dále zvyšuje odolnost proti korozi za zvýšených teplot, tudíž se používá jako legující prvek žáruvzdorných ocelí a slitin [8].

V případě TRIP ocelí je hliník typickým legujícím prvkem. Převážně se využívá jako náhrada křemíku. Hliník, tak jako křemík, zvyšuje stabilitu feritu, ale zároveň je nerozpustný v cementitu a zpomaluje jeho precipitaci. Hliník, na rozdíl od křemíku, neovlivňuje schopnost povlakování. Vytváří povrchovou vrstvu oxidů na vysokopevných ocelích, která má za

následek zamezení tvorby oxidů křemíku a manganu a zamezuje korozi. Další výhodou oproti křemíku je zvýšení nukleace bainitu, díky zvýšení kinetiky bainitické přeměny v rozmezí teplot 300 až 500 °C [8, 14].

Obsah hliníku ve struktuře vysokopevných ocelí sebou nese řadu nevýhod. Jednou z nevýhod je slabé zpevnění tuhého roztoku, díky kterému nedosahují vysokopevné oceli tak vysoké pevnosti jak je tomu při legování křemíkem. Díky schopnosti zvýšení teploty rozpadu austenitu nelze vysokopevné TRIP oceli plně austenitizovat při obsahu hliníku nad 1,2 hm %. Zároveň hliník zvyšuje teplotu počátku martenzitické přeměny, čímž snižuje stabilitu austenitu. Tento problém částečně řeší přidání většího množství uhlíku [14].

5. Inovativní postupy tepelného a termomechanického zpracování

Vzhledem k rozmanitosti a komplikovanosti získaných mikrostruktur není možné nadále využívat pouhého zušlechťování, díky kterému bylo velmi úspěšné zpracování ocelí s výslednou martenzitickou strukturou. Při konvenčním zpracování vysokopevných ocelí dochází ke zvýšení výsledné pevnosti, ale taktéž dochází k výraznému poklesu tažnosti.

Tento fakt se stal impulzem pro výzkum a vývoj nových druhů tepelných nebo tepelně-mechanických zpracování, jenž má za následek lepší kombinaci mechanických vlastností v případě vysokopevných ocelí. V rámci vývoje třetí generace vysokopevných ocelí se uplatňují zejména tři typy zpracování, a to zpracování ocelí pomocí interkritického žíhání a TRIP efektem, dlouhodobé žíhání na bainit a proces Q&P, neboli proces kalení a přerozdělení uhlíku. Dlouhodobé žíhání na bainit a interkritické žíhání s TRIP efektem využívají mikrostrukturu s obsahem bainitu a zbytkového austenitu, v případě procesu Q&P se vytváří martenzitická struktura se zbytkovým austenitem [9].

5.1. Dlouhodobé nízkoteplotní žíhání na bainit

Dlouhodobě nízkoteplotně žíhané oceli se vyznačují vysokými hodnotami mechanických vlastností, jako jsou mez kluzu, mez pevnosti, tvrdost a tažnost. Tyto vlastnosti jsou dosažitelné díky velmi jemnozrnné struktuře tvořené velmi tenkými bainitickými lankami a zbytkovým austenitem, který je obohacený uhlíkem. Tloušťka bainitických jehlic se pohybuje v řádech nanometrů a je možno je získat pomocí žíhání při nízkých teplotách do 300 °C po dobu až několika dnů. Oceli pro tento typ zpracování jsou legovány především manganem a chromem pro zlepšení hodnot kalitelnosti. Potom je použito legování vanadem pro zjemnění austenitického zrna, molybdenem pro snížení popouštěcího zkřehnutí a křemíkem pro eliminaci tvorby karbidů během rozpadu austenitu při formování horního bainitu. V závislosti na žíhacích teplotách se mez pevnosti pohybuje v rozmezí 1700 až 2200 MPa a s mezí kluzu pohybující se nad 1500 MPa [9, 14, 15].

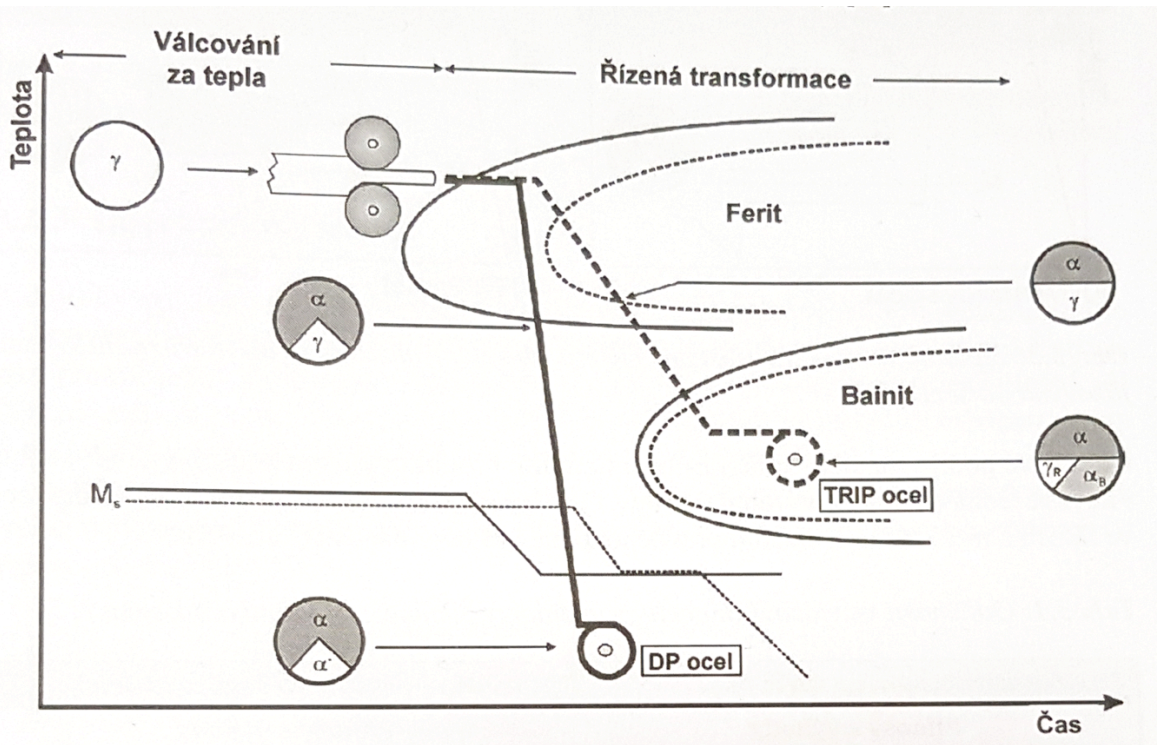
5.2. TRIP oceli s interkritickým žíháním

Oceli s efektem TRIP (TRansformed Induced Plasticity) se v dnešních dnech používají pro tvářené plechové díly výhradně pro rámy vozidel. Oceli TRIP se vyrábějí dvěma způsoby, a to válcováním za tepla nebo za studena s následným řízeným ochlazováním, a nebo s následným tepelným zpracováním pomocí interkritického žíhání. Interkritické žíhání se využívá k vývoji vyhovující mikrostruktury pro následný TRIP efekt a k obnově tvařitelnosti. Jak bylo zmíněno ve třetí kapitole, TRIP efekt využívá zbytkového austenitu ve výsledné struktuře materiálu, který se v důsledku plastického přetvoření (v případě vozidel se jedná o náraz) transformuje na deformačně indukovaný martenzit, který spolu s bainitem vytváří směs zákalných struktur zvyšující pevnost materiálu. Během technologického zpracování polotovarů poskytuje proeutektoidní ferit s austenitem značně vysokou plasticitu materiálu [9, 10, 16].

5.2.1. TRIP oceli válcované za tepla

Tento typ zpracování ocelí typu TRIP má pomalejší řízené ochlazování než je tomu u dvoufázových ocelí díky pozdější tvorbě feritu, která je zapříčiněna rozdílnými obsahy

legujících prvků a obsahu uhlíku (Obr. 15). Pozdější tvorba feritu má za následek podporu tvorby bainitu. Výsledná struktura polotovaru ve formě plechu, která je navíjena při teplotě pohybující se okolo 500 °C, obsahuje 25-60 % feritu, 25-40 % bainitu a 5-15 % metastabilního zbytkového austenitu [10, 17].

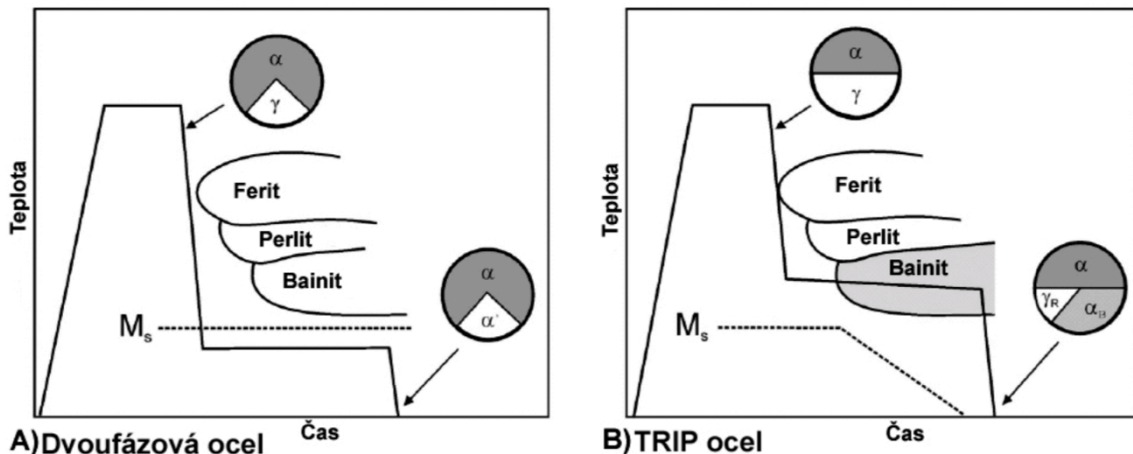


Obr. 15: Srovnání teplotně-časové závislosti technologií TRIP a dvoufázových ocelí [17]

5.2.2. TRIP oceli válcované za studena

Před samotným válcováním za studena TRIP ocelí předchází dva různé způsoby válcování za tepla. Prvním způsobem, s navíjecí teplotou okolo 700 °C, je získáno měkkého materiálu s feriticko-perlitickou strukturou a pro následné válcování za studena není zapotřebí vysokých sil. V druhém případě je navíjecí teplota v oblasti tvorby bainitu okolo 500 °C. Vzhledem k tomu, že bainit je jedna z tvrdších částí mikrostruktury, je třeba použít diametrálně vyšších sil při válcování za studena než je tomu u ocelí s navíjecí teplotou 700 °C. I přes potřebu vysoké síly při válcování za studena se vytváří více homogenní a jemná struktura s vlastnostmi podobnými jako v žíhaném stavu [10, 17].

Po válcování za studena je třeba výsledné plechy vyžít, tento proces se dělí na dva kroky. Během těchto dvou kroků dochází k interkritickému žíhání a izotermickému žíhání. V kapitole 5.2.3. je celkový proces žíhání podrobně popsán.

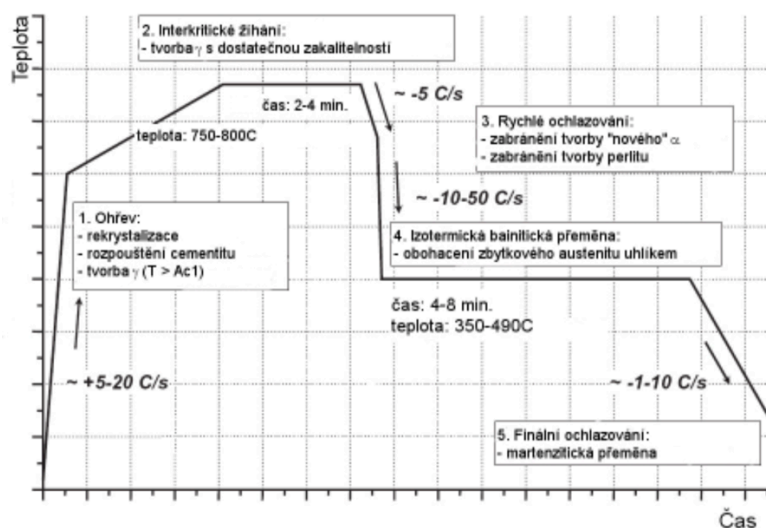


Obr. 16: Srovnání teplotně-časové závislosti TRIP ocelí a dvoufázových ocelí [17]

5.2.3. Interkritické žihání

Jak už bylo zmíněno, tak podmínky tepelného zpracování TRIP ocelí mají zásadní vliv na výslednou mikrostrukturu. Pro vývoj vhodné mikrostruktury zásadní pro následný TRIP efekt a obnovení tvárnosti po válcování za studena je třeba dvoukrokového interkritického žihání. Během prvního kroku interkritického žihání dochází k rekrystalizaci, rozpuštění karbidů a vzniku výsledné mikrostruktury s téměř stejným podílem feritu a austenitu.

Interkritické žihání se skládá celkem z pěti kroků: Ohřev, vlastní interkritické žihání, rychlé ochlazení, izotermická bainitická přeměna a finální dochlazení (Obr. 17) [10, 17].



Obr. 17: Průběh interkritického žihání TRIP ocelí [18]

Při ohřevu na interkritickou teplotu dochází k rekrystalizaci tvářeného feritu, cementit se nejprve rozpouští do feritu a až při překročení teploty A_{c1} dochází k rozpouštění na austenit. Kinetika částečně zaustenitizované struktury je silně závislá na mikrostruktuře, jež byla získána válcováním za studena, zejména se jedná o morfologii cementitu [10].

Austenit vzniklý při ohřevu obsahuje více uhlíku než je rovnovážný stav, který se při výdrži na teplotě přerozděluje mezi ferit a austenit. Zvýšení žihací teploty má za následek

snížení podílu feritu a zvýšení podílu méně stabilního austenitu v interkritické zóně, jenž má za následek zvýšení podílu bainitu či tvorbě laťkového martenzitu během ochlazování a výdrži při izotermickém žhání pohybuující se okolo 400 °C [10].

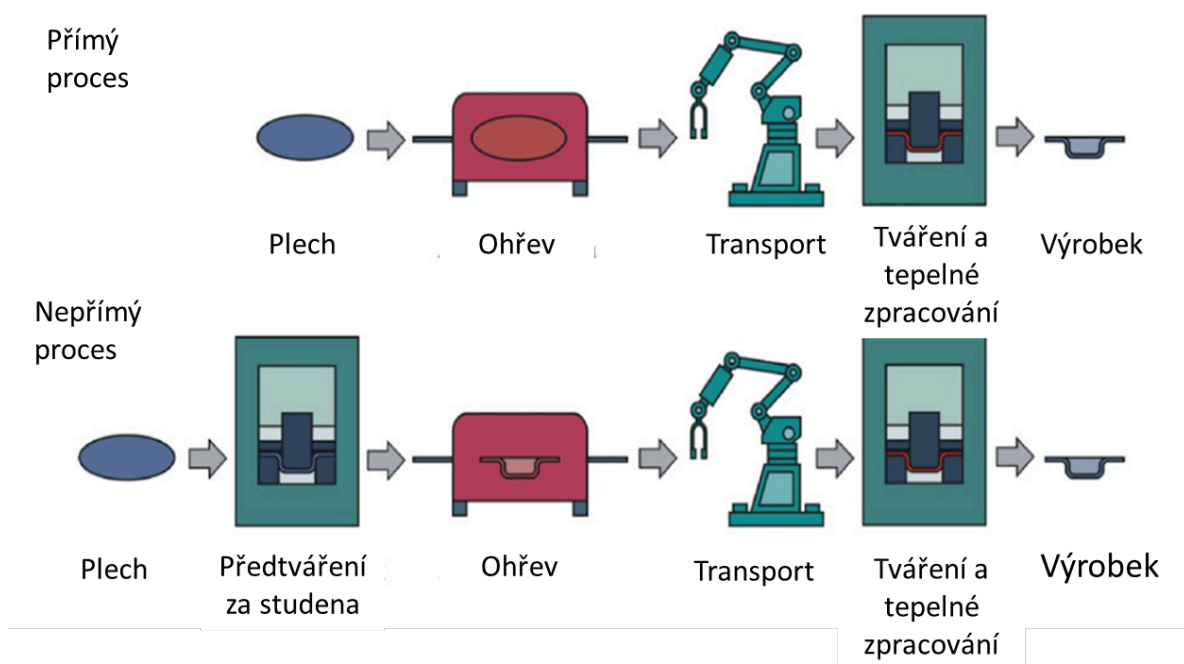
Rychlé ochlazení na teplotu bainitické přeměny během izotermického žhání má za následek vytvoření nového feritu narůstajícího z již existující feritické fáze. Tento jev je označován jako para-rovnovážný růst vedoucí ke značnému zvýšení podílu feritu a zároveň dochází k obohacení austenitu uhlíkem [10].

Nejkritičtější část tepelného zpracování TRIP ocelí válcovaných za studena je bainitická přeměna, závisící na obsahu uhlíku, objemovém podílu a velikosti zbytkového austenitu ve struktuře. Při tomto zpracování je předpokládán vývoj bainitu bez přítomnosti karbidů. Vlivem obsahu hliníku může dojít při ochlazení na pokojovou teplotu k vytvoření martenzitu [10].

5.3. Zpracování ocelí pomocí technologie press-hardening

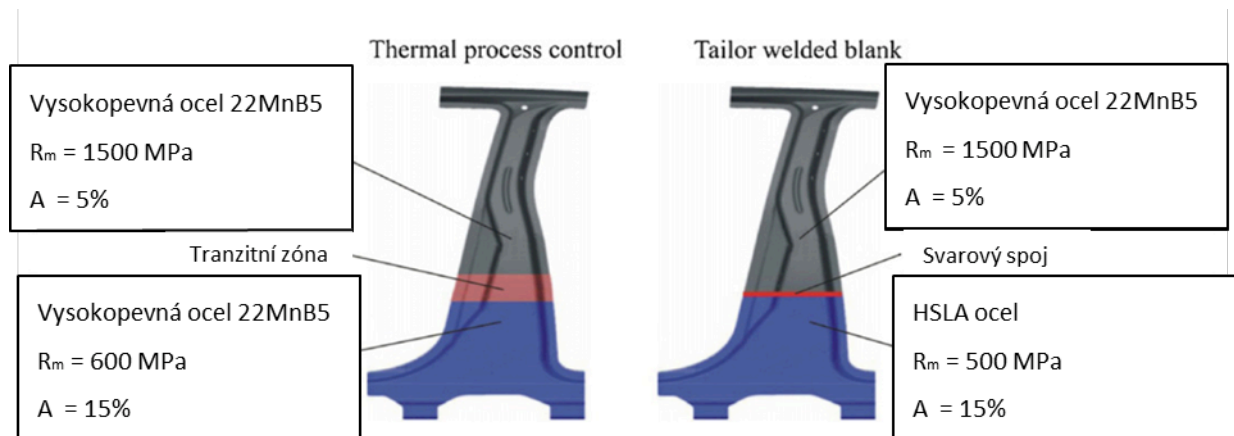
Press-hardening je inovativní metoda termomechanického zpracování vysokopevných ocelí. Press-hardening se dělí na dvě varianty, a to přímý a nepřímý proces zpracování (Obr. 18). Přímý proces spočívá ve vytvoření plechového přístříhu, austenitizace, tváření a tepelného zpracování a poté dochlazení vytvořeného dílu na vzduchu. Touto metodou se například vyrábějí přední a zadní nárazníky, A a B sloupky nebo prahy [20, 21].

Podstatou nepřímého procesu je takzvané "předtváření", kdy dochází k tváření za studena, poté ohřátí v peci na austenitizační teplotu, vložení do nástroje následované dotvářením a proběhnutím tepelného zpracování. Důvodem tohoto zpracování je tváření složitějších tvarů, které by nebylo možno vytvořit při jednom kroku tváření. Typickým příkladem takto vyráběných dílů rámu automobilů jsou části výztuh předních blatníků nebo výztuha motorového prostoru [20, 21].



Obr. 18: Schéma přímého a nepřímého procesu [21]

První generace press-hardening technologie se používala pro zpracování martenzitických ocelí. Nástroje, většinou povlakované pro zlepšení otěruvzdornosti, byly chlazeny pomocí protékajícího média v kanálcích nacházejících se v nástroji. Postupným zpřísněním bezpečnostních standardů docházelo k úpravám návrhů bezpečnostních dílů rámu. Typickým příkladem je B sloupek automobilu (Obr. 19). V prvotních návrzích bylo využito svařované konstrukce B sloupku, kdy spodní část byla vyrobena z HSLA oceli pro lepší houževnatost konstrukce a vrchní část byla vyrobena z martenzitické oceli pro vysokou pevnost. Tyto dvě části byly svařeny dohromady [20, 21].



Obr. 19: Porovnání svařovaného a termomechanicky zpracovaného B sloupku [21]

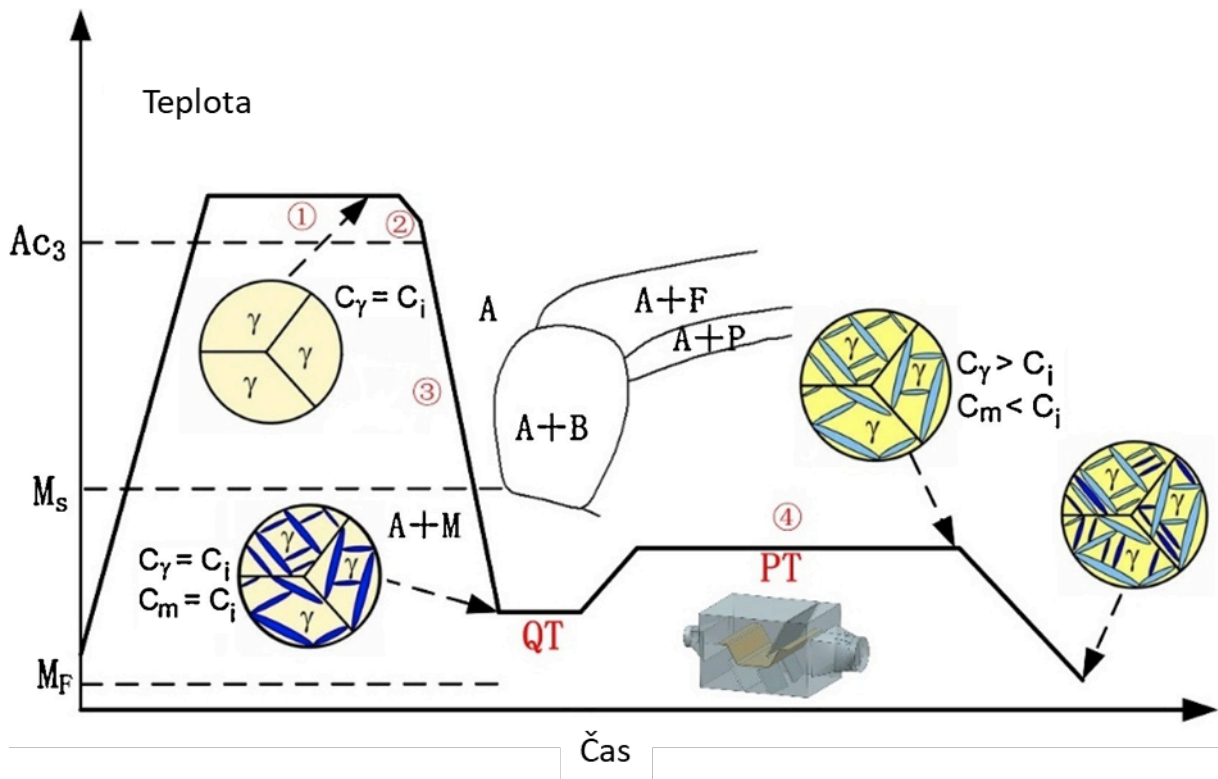
Pro snížení nákladů a výrobního času byl vyvinut nástroj s částí chlazenou a druhou částí vyhřívanou. Nástroj navržený pro termomechanické zpracování sestává ze tří částí. V první části (horní část B sloupku) jsou v nástroji kanálky, ve kterých protéká chladicí médium pro odvod tepla při vložení plechového přístříhu. Druhá část je vyhřívaná pomocí topných patron nebo odporově. Tyto dvě části dělí takzvaná tranzitní zóna, která stíní chlazené a vyhřívané části nástroje. Chlazením nebo vyhříváním nástroje získáváme rozdílné průběhy ochlazování. V případě chlazené části získáváme velmi pevnou martenzitickou strukturu s malou tažností. V případě vyhřívané části získáváme komplexní strukturu, jejíž složení ovlivňuje teplota nástroje a samotný materiál. Touto metodou je možno získat podobných nebo vyšších mechanických vlastností se snížením výrobního času a možným poruchám, které jsou vneseny při svařování [20, 21].

5.4. Zpracování pomocí Q&P procesu

Jedná se o progresivní druh tepelného zpracování spočívající v rychlém ochlazení materiálu ohřátého nad teplotu A_{c3} do rozmezí teplot M_s a M_f tak, aby nedošlo k proběhnutí martenzitické přeměny v celém objemu materiálu. Po přerušení rychlého ochlazování pod teplotou M_s následuje popuštění na takzvané teplotě přerozdělení, kdy při této výdrži dochází k obohacování zbytkového austenitu uhlíkem, který difunduje z martenzitické fáze [9].

Pomocí tohoto charakteristického profilu tepelného zpracování (Obr. 20) je zbytkový austenit stabilizován po dochlazení na pokojovou teplotu. Výsledná mikrostruktura je složena z kubického martenzitu a stabilního zbytkového austenitu [9, 19].

Pomocí Q&P procesu je dosaženo lepších mechanických vlastností než je tomu u moderních vícefázových vysokopevných ocelí jako jsou dvoufázové, komplexní, TRIP a TWIP oceli. Důležitým faktorem je správné legování pro potlačení precipitace karbidů.



Obr. 20: Schéma tepelného zpracování pomocí Q&P procesu s ukázkou vývoje mikrostruktury [19]

Rozložení, množství a morfologie zbytkového austenitu v martenzitické struktuře má velmi významný vliv na mechanické vlastnosti. Hlavními parametry tepelného zpracování pro materiál jsou teplota stabilizace netransformovaného austenitu, doba její výdrže, ale také nejnižší teplota přechlazení při zakalení [9, 19].

K optimálnímu návrhu tepelného zpracování a tím získání požadované struktury, která ovlivňuje mechanické a technologické vlastnosti, je vhodné znát děje a jevy probíhající v tuhé fázi při ohřevu a ochlazení. V rámci zpracování pomocí Q&P v materiálu probíhají fázové přeměny, jako je austenitizace, martenzitická přeměna a děje spojené s rozpadem uhlíku na teplotě přerozdělení [9, 19].

6. Experimentální program

Cílem tohoto experimentálního programu je návrh tepelného zpracování vysokopevných ocelí s návrhem dvou materiálů s rozdílným obsahem hliníku pro pozorování rozdílů v chování během zpracování. Dále experimentální program obsahuje vývoj, konstrukci a odzkoušení inovativního nástroje s vyhříváním. Výsledkem tepelného zpracování je získání vícefázové struktury obsahující hlavně bainit, martenzit a zbytkový austenit. U zpracovaných materiálů byly vyhodnoceny mikrostruktury a mechanické vlastnosti se zkoumáním vlivu obsahu hliníku ve vysokopevných ocelích.

6.1. Návrh experimentálních taveb

Výhody pokročilých vysokopevných ocelí první a druhé generace se implementují do nové, třetí generace vícefázových vysokopevných ocelí s využitím vyššího obsahu legujících prvků, zejména manganu a hliníku. Jak je naznačeno v literární rešerši, právě tyto legující prvky v kombinaci s dalšími legujícími prvky mají zásadní vliv na mechanické vlastnosti. Hlavní zlepšení mechanických vlastností spočívá ve zvýšení tažnosti a meze pevnosti.

Na základě literární rešerše byly vybrány dvě experimentální oceli typu TRIP s upraveným chemickým složením. Experimentální materiály C3Mn1,4Al a C3Mn2Al (Tab. 1), byly navrženy s rozdílným obsahem hliníku pro zkoumání jeho vlivu na chování materiálu během celého procesu zpracování od samotného odlití ingotu, do posledního zpracování v nástroji, o kterém pojednává kapitola 6.4.3. Jedná se o podeutektoidní oceli s obsahem uhlíku okolo 0,2 hm. % a obsahem křemíku okolo 0,5 hm. %, jako je tomu u ocelí určené pro TRIP zpracování.

Tab. 1: Chemické složení experimentálních materiálů

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Nb
C3Mn1,4Al	0,22	0,59	3,06	0,008	0,003	0,19	0,052	0,097	0,012	1,45	0,064
C3Mn2Al	0,22	0,56	3,13	0,008	0,003	0,17	0,077	0,098	0,13	2,02	0,068

Aby mohly být navrženy parametry tepelného zpracování, je nutné znát jednotlivé transformační teploty. Na základě chemického složení byly v softwaru JMatPro vytvořeny diagramy izotermického a anizotermického rozpadu austenitu (Obr. 21 až 24), ze kterých byly určeny základní teploty M_s (1) A_{c3} (2), A_{c1} (3). Tyto teploty byly ověřeny a porovnány pomocí výpočtů fázových přeměn dle Andrewse [22, 23] (Tab. 2). Dále během výroby polotovarů bylo taktéž vyhotoveno dilatometrické měření pro ověření hodnot získaných z předchozích metod zjištění fázových přeměn. Získané hodnoty jsou velmi podobné s rozdílem teploty A_{c3} , kdy při měření na dilatometru dochází k odchylce v řádech desítek stupňů Celsia. Taktéž je patrný rozdíl mezi experimentálními materiály, kdy vyšší podíl hliníku zvyšuje hlavně teplotu A_{c3} . Vlivem různých teplot fázových přeměn je taktéž třeba volit individuální tepelné zpracování polotovarů pro každý experimentální materiál.

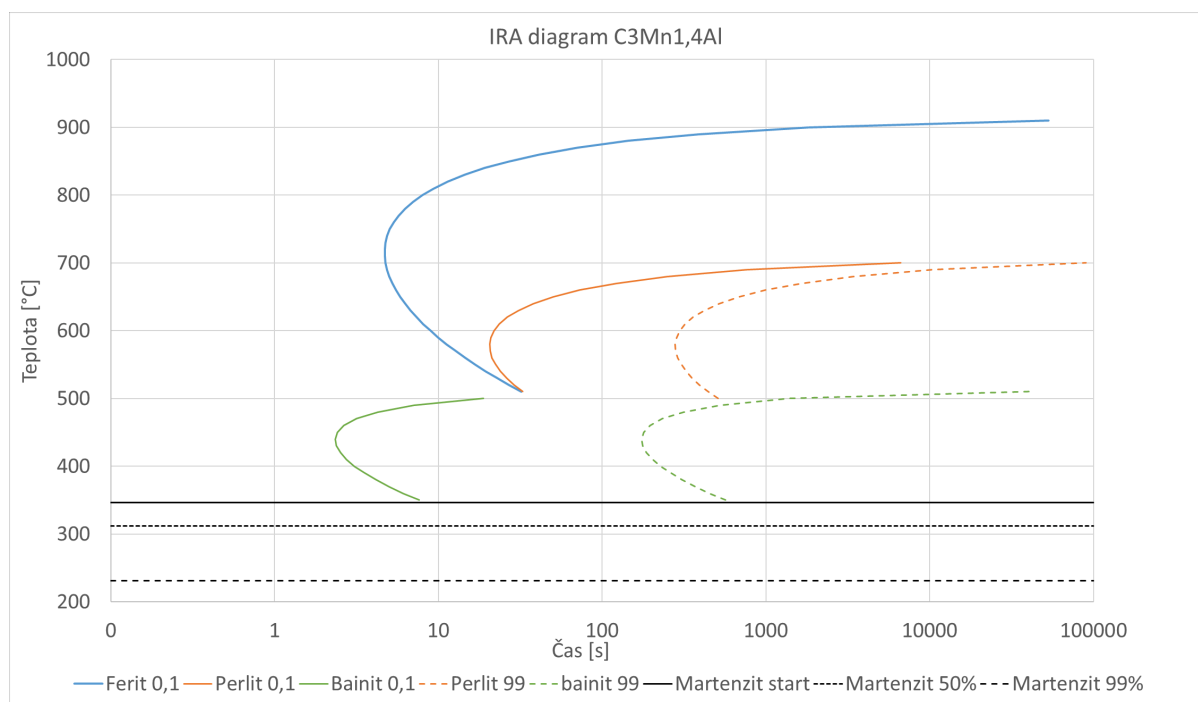
$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo \quad (1)$$

$$A_{c3}(^{\circ}C) = 910 - \sqrt{203C} + 44,7Si - 15,2Ni + 31,5Mo + 104,4V + 13,1W \quad (2)$$

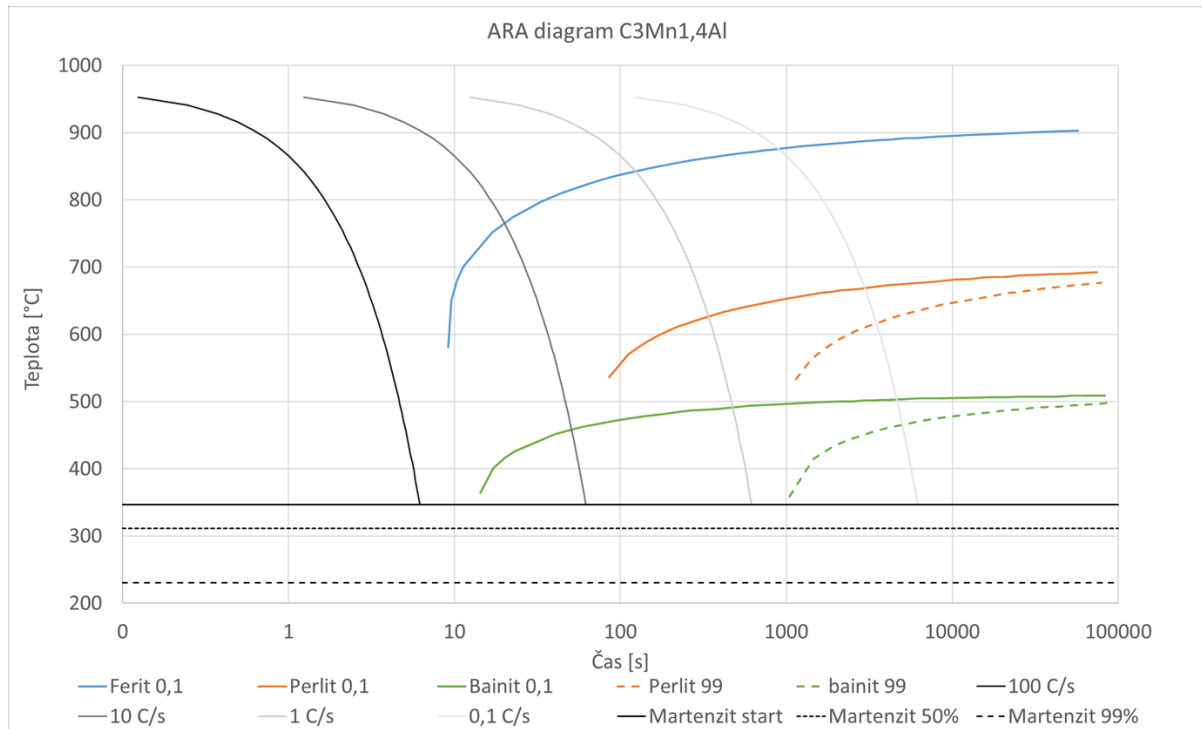
$$A_{c1}(\text{°C}) = 723 - 10,7Mn - 16,6Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (3)$$

Tab. 2: Porovnání teplot fázových přeměn získaných pomocí výpočtu, software JMatPro a dilatometrie

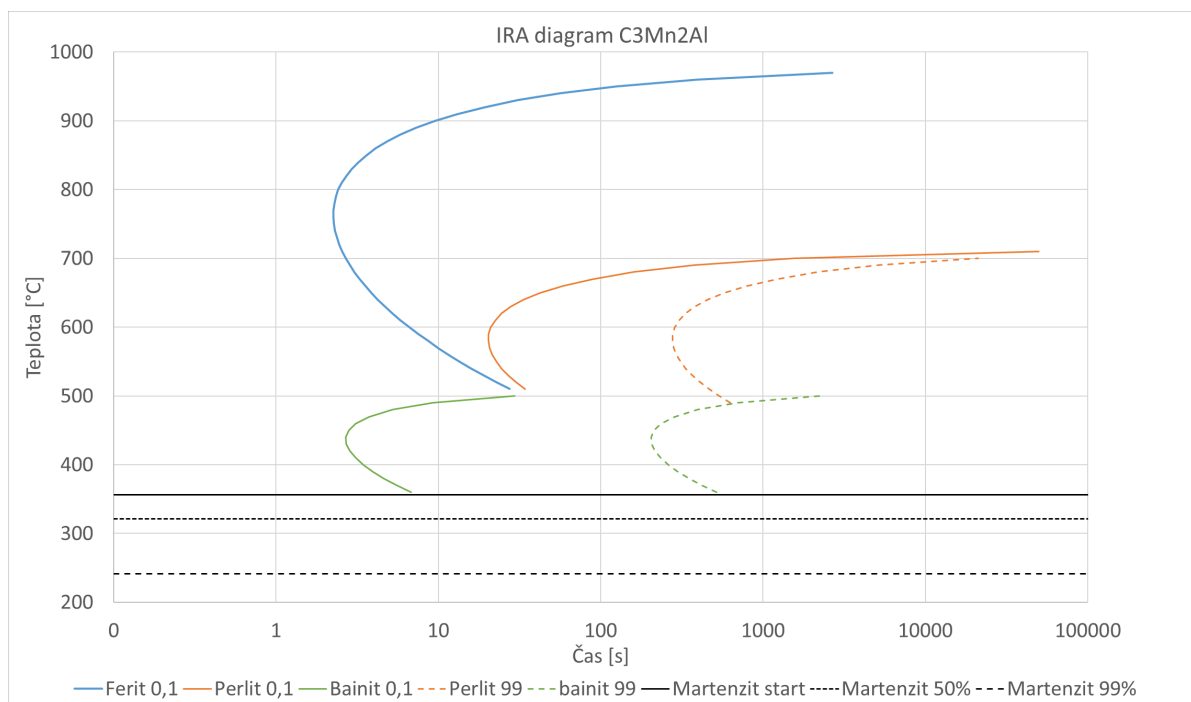
	C3Mn1,4Al			C3Mn2Al		
	JMatPro	Andrews	Dilatometrie	JMatPro	Andrews	Dilatometrie
M_s (°C)	351	349	342	355	346	328
A_{c3} (°C)	815	841	961	981	841	1025
A_{c1} (°C)	709	691	728	714	691	739



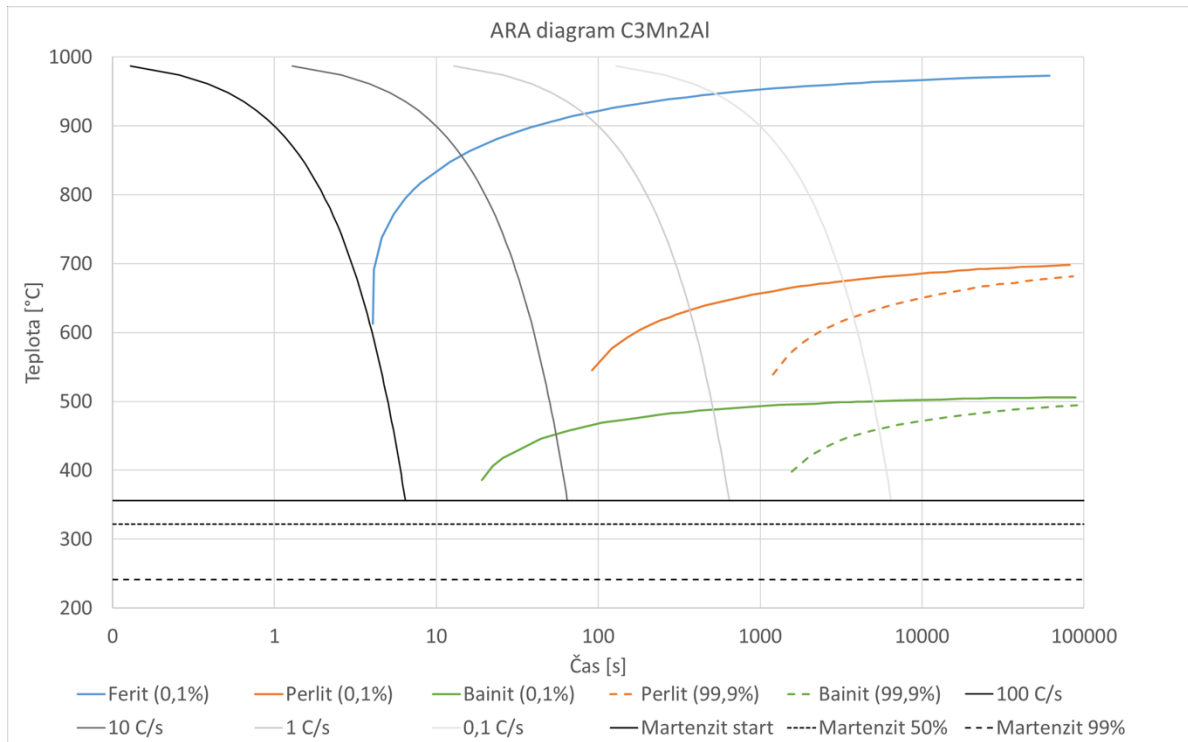
Obr. 21: IRA diagram materiálu C3Mn1,4Al získané pomocí softwaru JMatPro



Obr. 22: ARA diagram materiálu C3Mn1,4Al získané pomocí softwaru JMatPro



Obr. 23: IRA diagram materiálu C3Mn2Al získané pomocí softwaru JMatPro



Obr. 24: ARA diagram materiálu C3Mn2Al získané pomocí softwaru JMatPro

6.2. Charakterizace výchozích stavů materiálů

Po získání potřebných dat a návržení chemického složení experimentálních materiálů bylo provedeno jeho odlití. Tavby byly odlity do malých ingotů o hmotnosti 50 kg. Takto odlitý materiál byl dále zpracováván a to dvěma způsoby. Prvním způsobem bylo překování na tyče kruhového průřezu s průměrem 20 mm, druhým způsobem bylo převálcování na vývalky ve formě pásů o tloušťce $1,8 \pm 0,1$ mm.

6.2.1. Překování na tyče kruhového průřezu

Ingoty byly po odřezání hlavy a paty naděleny vodním paprskem na čtvrtiny tak, aby byla vyříznuta vnitřní staženina. Kování bylo provedeno na hydraulickém lisu CKW 6000. Do polotovaru o rozměrech 35x35 mm bylo kování provedeno mezi rovnými kovadly, poté následovalo kování v tvarových kovadlech až na finální průměr 20 mm. Ohřev materiálu byl proveden v atmosférické peci na teplotu 1150°C s dobou výdrže 60 minut. Mezi jednotlivými operacemi byl prováděn dohřev na kovací teplotu.

V průběhu kování experimentálního materiálu C3Mn2Al nedošlo k žádným problémům a materiál byl úspěšně překován na tyče kruhového průřezu o průměru 20 mm (Obr. 25 vlevo). Na rozdíl od materiálu C3Mn1,4Al s nižším obsahem hliníku, kdy již během prvního redukce průměru docházelo k zapraskání polotovarů do takové míry, že nebylo možné tento polotovar dále využít (Obr. 25 vpravo). Zároveň při kování z polotovaru odpadávaly velmi tlusté okuje velikosti 5 až 10 centimetrů. Proto bylo pro překování zbytků ingotu přistoupeno ke snížení teploty ohřevu na 1050 °C. Při kování na nižší teplotě docházelo taktéž k popraskání, to ovšem bylo v daleko menší míře a materiál bylo možno překovat na tyče kruhového průřezu o požadovaném průměru.

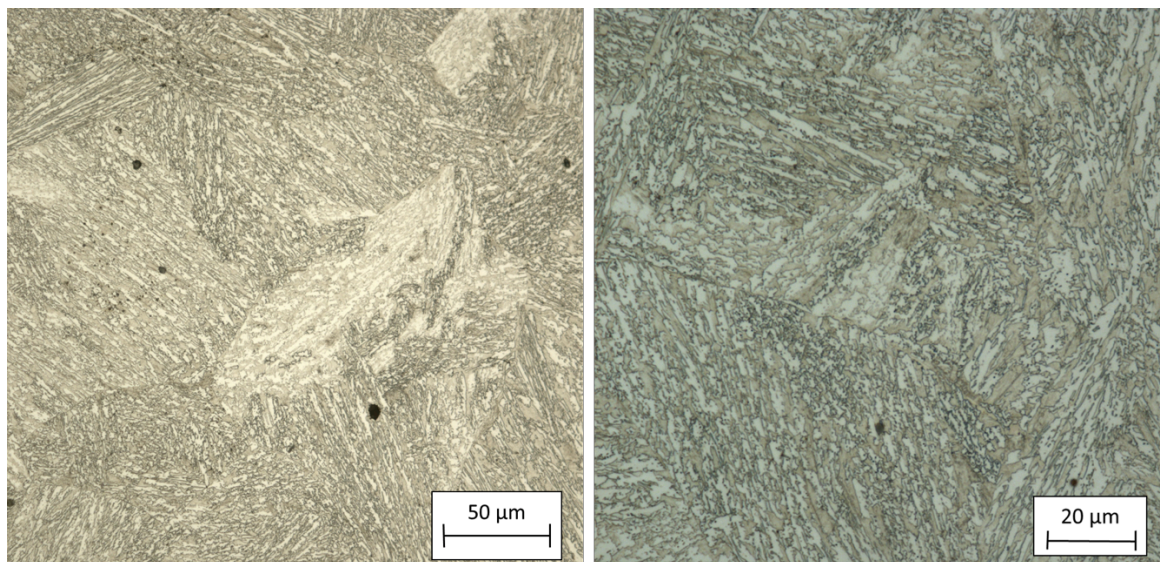


Obr. 25: Úspěšně překované tyče (vlevo) z experimentálního materiálu C3Mn2Al a popraskaný polotovar z materiálu C3Mn1,4Al

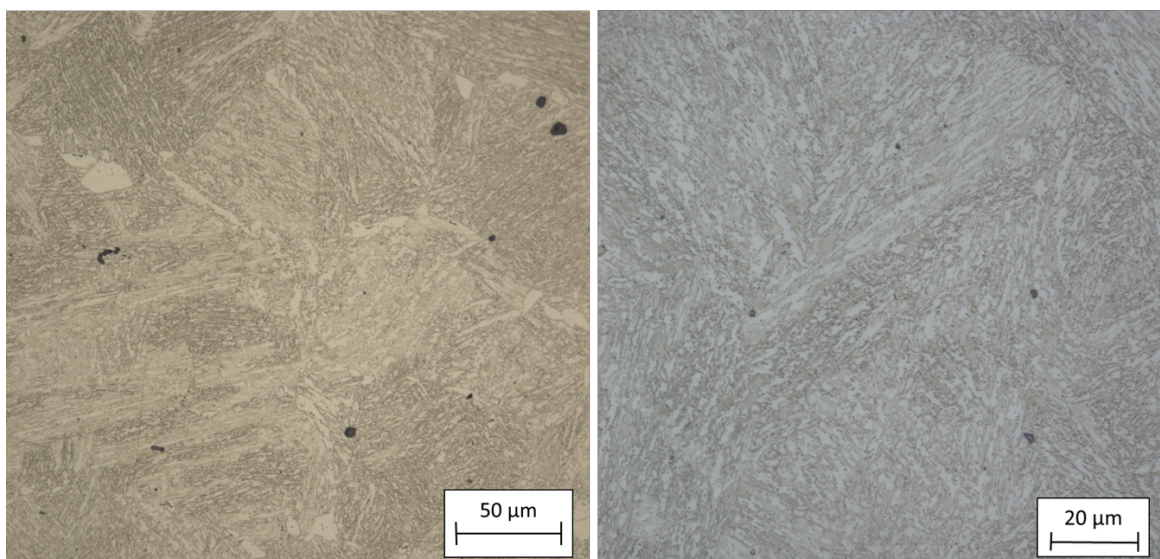
Následně po překováním bylo provedeno normalizační žihání experimentálních materiálů v ochranné atmosféře při teplotě 950 °C pro materiál C3Mn1,4Al, 1000 °C pro materiál C3Mn2Al s dobou výdrže 2 hodiny. Na těchto tyčích byla provedena mikrostrukturní analýza a stanoveny mechanické vlastnosti. Takto zpracované tyče byly použity pro sérii zkoušek zjištění vhodné austenitizační teploty (viz. kapitola 6.4.1.). Byly z nich také vyrobeny vzorky pro termomechanický simulátor, který byl použit k optimalizaci podmínek zpracování.

6.2.1.1. Metalografie výchozího stavu

Po zpracování překováním s následným normalizačním žiháním v retortní peci byla získána struktura bainitická s patrnými hranicemi původního austenitického zrna v případě experimentálního materiálu C3Mn1,4Al (Obr. 26). V případě experimentálního materiálu C3Mn2Al byla výsledná struktura taktéž bainitická s viditelnými hranicemi původního austenitického zrna navíc s podílem feritu (Obr. 27).



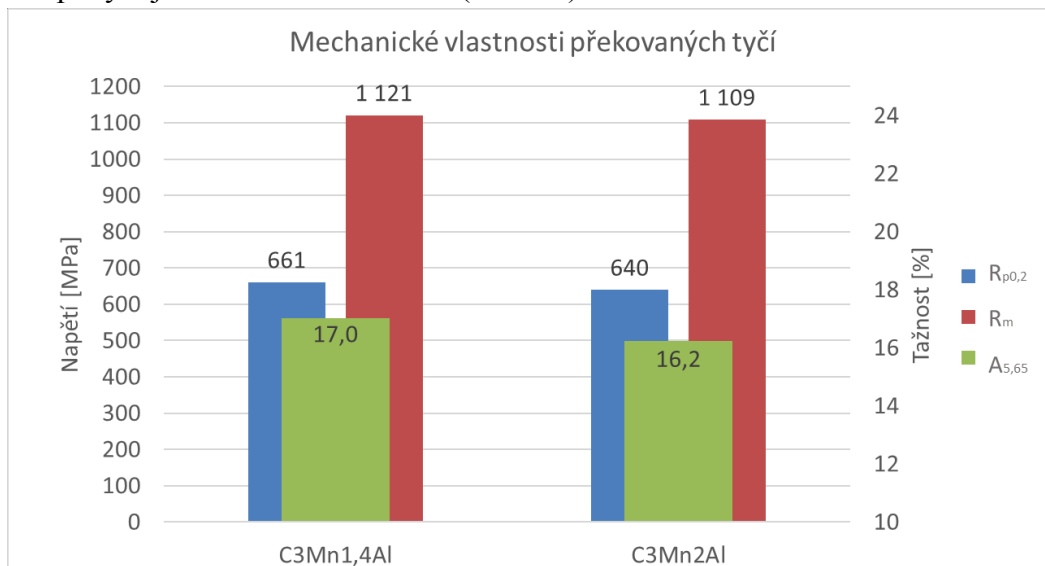
Obr. 26: Mikrostruktura materiálu C3Mn1,4Al



Obr. 27: Mikrostruktura materiálu C3Mn2Al

6.2.1.2. Mechanické vlastnosti

Pro zjištění základních mechanických vlastností byly provedeny zkoušky tvrdosti a zkouška tahem za pokojové teploty se standardními válcovými vzorky. Výsledné hodnoty meze pevnosti u tahových zkoušek dosahovaly hodnot okolo 1110 MPa s tažností okolo 16 % a tvrdostí pohybující se okolo 340 HV10 (Obr. 28).



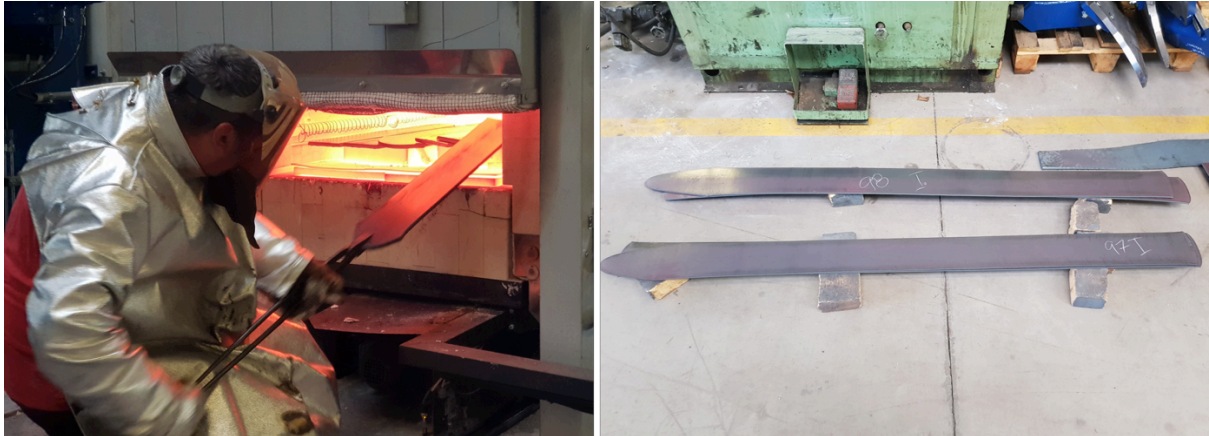
Obr. 28: Graf mechanických vlastností po překování

Tab. 3: Hodnoty tahových zkoušek

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ směrodatná odchylka	R_m [MPa]	R_m směrodatná odchylka	$A_{5,65}$ [%]	$A_{5,65}$ směrodatná odchylka
C3Mn1,4Al	661	2	1121	12	17,0	0,4
C3Mn2Al	640	3	1109	7	16,2	0,06

6.2.2. Převálcování na pásy

Vzhledem k tomu, že se diplomová práce zabývá vývojem technologie zpracování plechových polotovarů, bylo provedeno převálcování částí ingotů do plechových vývalků. Jako první krok bylo převálcování ingotů za tepla při teplotě 1050°C ve dvou úběrech. První úběr byl proveden na tloušťku vývalků 13 mm. Poté byl vývalek dohřát v peci (Obr. 29 vlevo) následovaný druhým úběrem na tloušťku 5,2 mm (Obr. 29 vpravo).



Obr. 29: Dohřívání vývalků o tloušťce 13 mm (vlevo), konečný vývalek po válcování za tepla (vpravo)

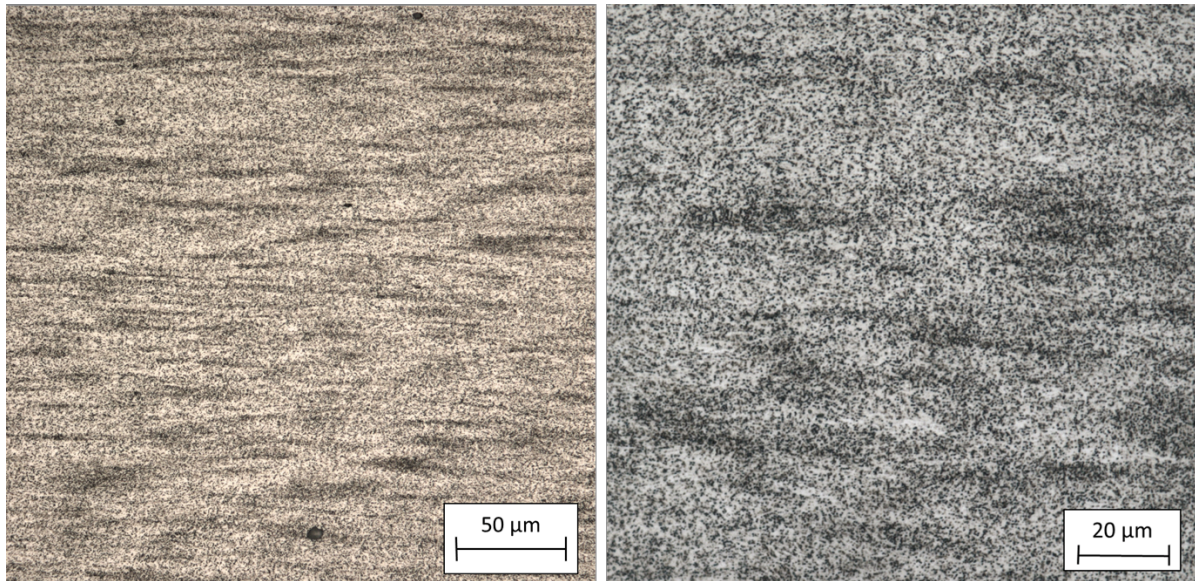
Dále byly vývalky vyžehány před válcováním za studena při teplotě 680 °C po dobu 1 hodiny s následným přebroušením obou stran (Obr. 30 vlevo) a válcováním za studena na konečnou tloušťku $1,8 \pm 0,1$ mm (Obr. 30 vpravo). Výsledný materiál bylo dále nutno normalizačně vyžehat pro získání požadovaných mechanických vlastností. Žehání bylo provedeno stejně jako u překovaných tyčí a to na teplotě 950 °C pro materiál C3Mn1,4Al,0,5Si a 1000 °C pro materiál C3Mn2Al po dobu 1,5 hodiny.



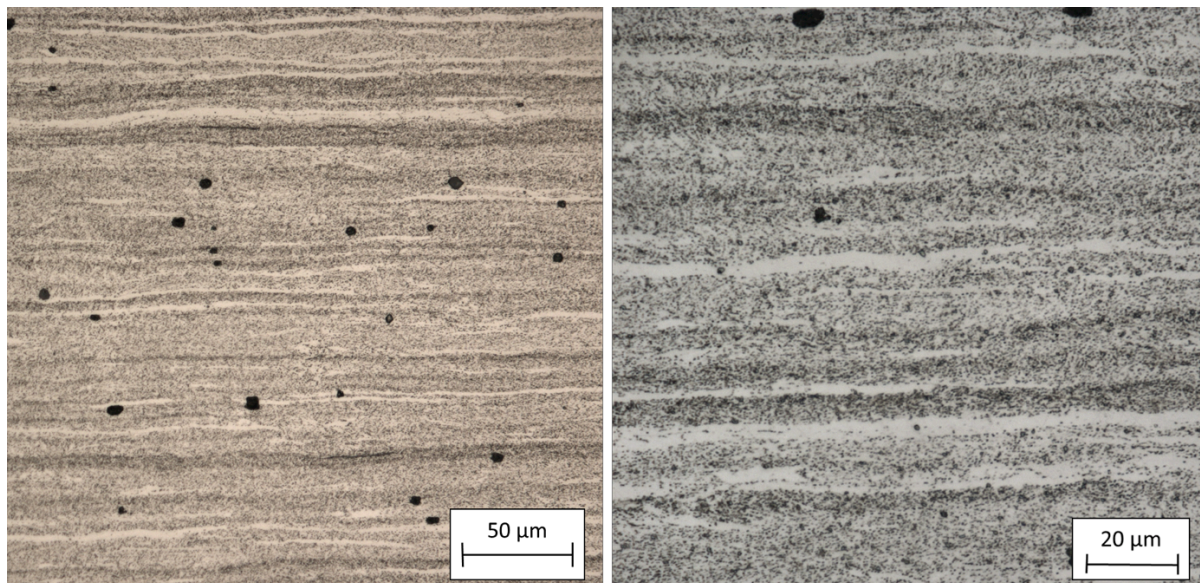
Obr. 30: Přebroušené vývalky (vlevo), válcování za studena (vpravo)

6.2.2.1. Mikrostruktura výchozího stavu

Výsledná mikrostruktura výchozích materiálů C3Mn1,4Al a C3Mn2Al odpovídá mikrostrukturám po válcování za studena (Obr. 31 a 32). Jedná se o jemnozrnnou feriticko-perlitickou strukturu s výraznými deformačními pásy tvořené feritem. Perlit vykazuje převážně globulární morfologii. Při porovnání výsledných struktur obou materiálů byl patrný rozdíl ve formě výrazných feritických pásů a taktéž s výskytem nečistot v materiálu C3Mn2Al.



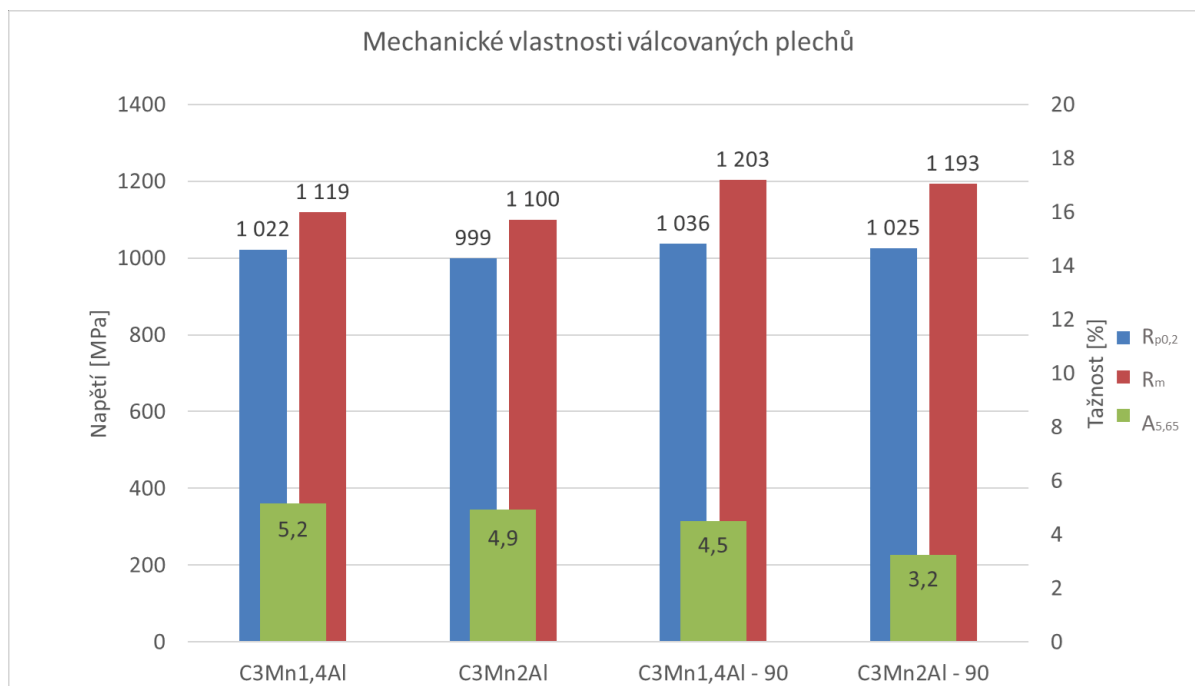
Obr. 31: Struktura materiálu C3Mn1,4Al po válcování za studena



Obr. 32: Struktura materiálu C3Mn2Al po válcování za studena

6.2.2.2. Mechanické vlastnosti

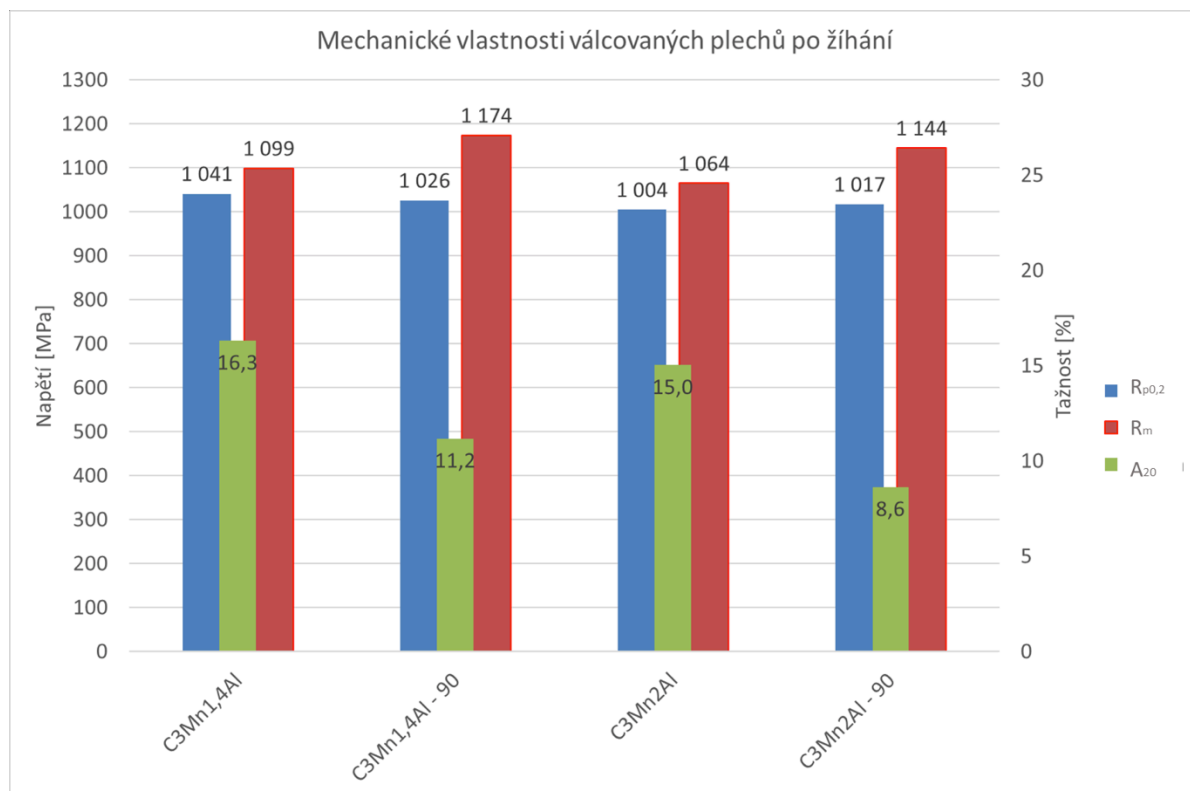
Mechanické zkoušky provedené na experimentálních materiálech se shodují s metodami vyhodnocování překovaných tyčí s tím rozdílem, že pro tahové zkoušky bylo využito plochých vzorků s průřezem aktivní části 10x1,5 mm s aktivní délkou 50 mm. Mechanické vlastnosti po válcování (Obr. 33) vykazují hodnoty meze pevnosti pohybujících se okolo 1100 MPa s nízkou tažností v rozmezí 3-5 %. Pro obnovení mechanických vlastností experimentálních materiálů po válcování za studena byly vývalky normalizačně žháný na teplotě 1000 °C po dobu 1,5 hodiny. Hodnoty meze pevnosti zůstaly zachovány se zvýšením tažnosti na hodnotu okolo 14 % (Obr. 34).



Obr. 33: Mechanické vlastnosti po válcování ve směru válcování a ve směru 90°

Tab. 4: Hodnoty tahových zkoušek po válcování

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ směrodatná odchylka	R_m [MPa]	R_m směrodatná odchylka	$A_{5,65mm}$ [%]	A_{20mm} směrodatná odchylka
C3Mn1,4Al	1022	8	1119	14	5,2	0,05
C3Mn2Al	999	4	1100	3	4,9	0,30
C3Mn1,4Al – 90°	1036	0,2	1203	11	4,5	0,20
C3Mn2Al – 90°	1025	3	1193	2	3,2	0,14



Obr. 34: Mechanické vlastnosti po žihání plechů ve směru válcování a ve směru 90°

Tab. 5: Hodnoty tahových zkoušek po válcování a následném žihání

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ směrodatná odchylka	R_m [MPa]	R_m směrodatná odchylka	A_{20mm} [%]	A_{20mm} směrodatná odchylka
C3Mn1,4Al	1041	12	1099	4	16,3	1,4
C3Mn1,4Al- 90°	1026	0,2	1174	2	11,2	0,8
C3Mn2Al	1004	15	1064	9	15,0	0,6
C3Mn2Al – 90°	1017	5	1144	4	8,6	0,1

6.3. Vývoj technologie pro tváření plechových dílů

Pro úspěšné zpracování plechů pomocí technologie press-hardening je velmi důležitý teplotní profil zpracování. Vzhledem k tomu, že vývoj technologie tváření plechových dílů bylo v tomto případě zamýšleno na vícefázové oceli třetí generace na rozdíl od klasicky používaných martenzitických ocelí, byly na vyvíjený nástroj kladeny jiné požadavky. Jednalo se zejména o zpomalení ochlazování v oblasti tvorby feritu, aby byl umožněn vznik proeutektoidního feritu a dále aby průběh ochlazování umožnil dostatečný časový prostor pro difúzi uhlíku, které povede ke stabilizaci zbytkového austenitu. Z tohoto důvodu bylo nutné provést vývoj vyhřívaného nástroje, kdy regulací jeho teploty je možné měnit profil tepelného zpracování a v případě potřeby provádět například i výdrž v nástroji o definované teplotě a době výdrže.

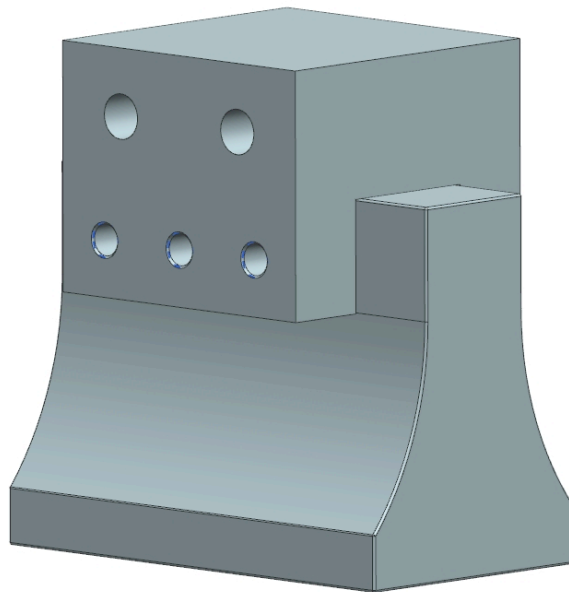
Zpracování v nástroji se skládá z ohřevu plechového přístřihu na teplotu interkritického žihání, po výdrži na teplotě je plech vyjmut z pece, transportován do nástroje, který musí plnit některá kritéria pro úspěšné provedení tepelně-mechanického zpracování. V tomto nástroji dojde k takzvanému "zakalení do nástroje" o definované rychlosti ochlazování, a v případě potřeby je provedena izotermická výdrž na teplotě po dobu nezbytně nutnou k vývoji požadované struktury.

6.3.1. Návrh nástroje

Samotný nástroj je navržen pro záznam a zjištění průběhu ochlazování plechových přístřihů v nástroji. Plechové přístřihy dosahují rozměrů 100x100x1,6 mm. Pro tento účel byl vyvinut nástroj s rovnou pracovní částí. Nástroj byl navržen s upnutím do modelu kovacího lisu CKW 6000 (Obr. 35). Pro modelování nástroje byl využit software Siemens NX 11. Prvotní návrh nástroje (Obr. 36) spočíval v upevnění na stávající kovádku kovacího lisu pomocí šroubů. Nástroj se skládá z těla nástroje o rozměrech 140x140x95 mm, které je vyhříváno topnými patronami. Během prvního návrhu došlo k zjištění, že kovádky nesplňují požadovanou rovinnost pro úplné dovření nástroje, tudíž bylo upevnění na kovací lis upraveno v druhém návrhu [24].

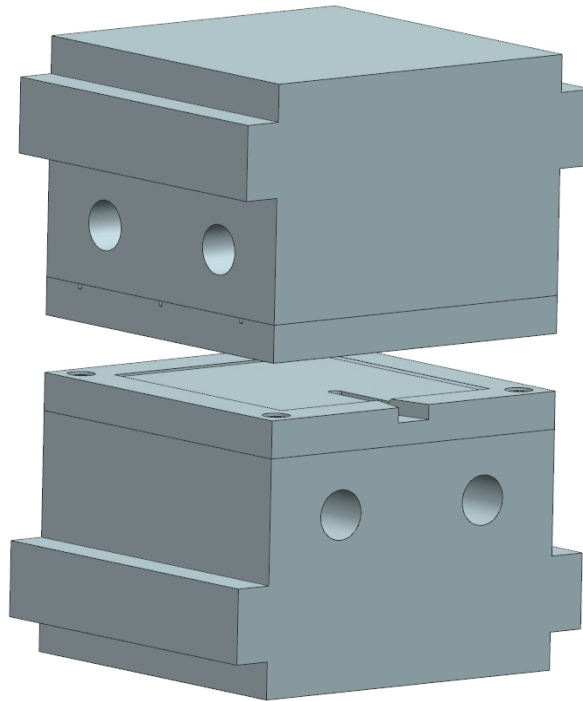


Obr. 35: Model kovacího lisu CKW 6000



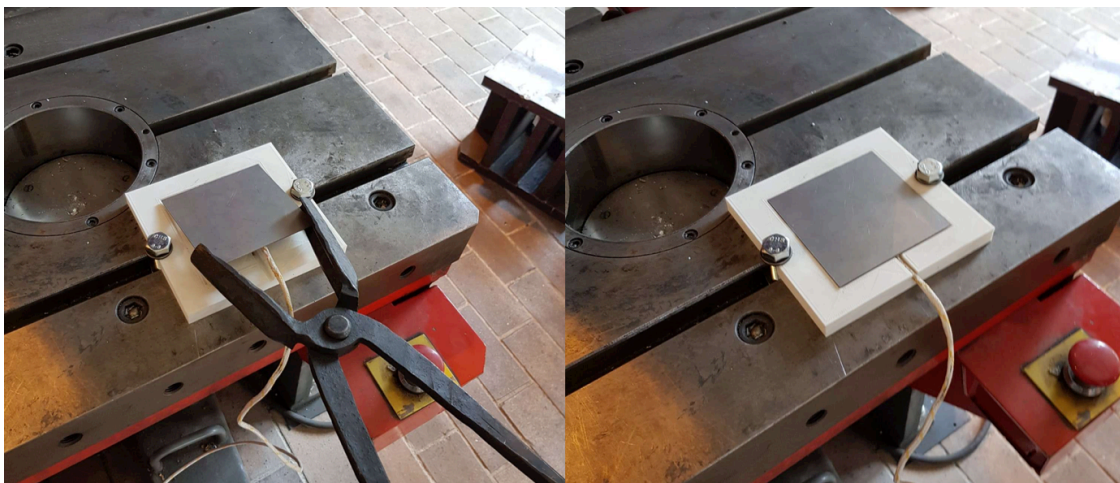
Obr. 36: Prvotní návrh nástroje [24]

Druhý návrh (Obr. 37) byl navržen pro upnutí na kovacím lise CKW 6000 pomocí upínek a desky s T-drážkami, které byly dodány k lisu. Takto navržený nástroj do jisté míry vyhovoval požadovaným rovinnostem potřebným pro správný kontakt. Taktéž došlo k rozdělení poloviny nástroje na dva díly, a to na vytápěný hranol s otvory pro topné patrony a na výměnné desky. Výměnné desky mají rozměry 140x140x15 mm [24].

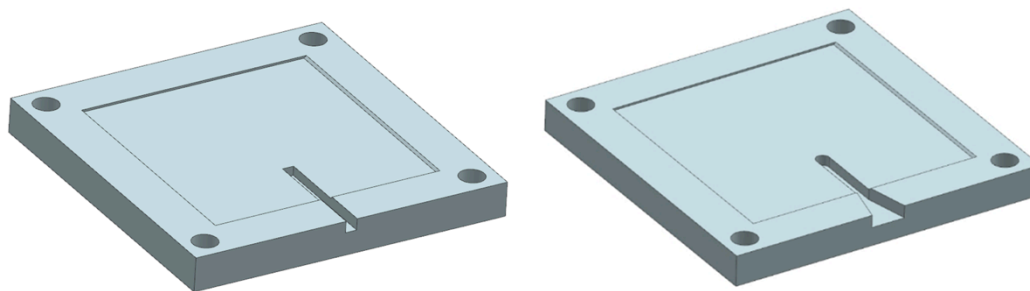


Obr. 37: Upravený návrh nástroje [24]

Pro zajištění měření teplot v nástroji během tepelného zpracování a samotném vzorku slouží právě výměnné desky, ve kterých byly umístěny izolované termočlánky jak pro snímání teplot v nástroji, tak k řízení topných patron. Posledním krokem v samotném návrhu byl návrh výměnných desek se štěrbinou pro umístění termočlánekového drátu, který snímá celý proces tepelného zpracování. Taktéž je tato deska opatřena drážkou pro vymezení správné polohy při zakládání plechu v místech měřících termočláneků nástroje. Při návrhu výměnných desek došlo k vytvoření reálného modelu pomocí 3D tiskárny pro zjištění funkčnosti návrhu (Obr. 38). Během odzkoušení návrhu došlo k mírným úpravám ve tvaru drážky, kdy byl v desce přidán rádius pro lepší umístění plechu s přivařeným termočlánekovým drátem a taktéž ústí drážky bylo rozšířeno pro lepší manipulaci při zakládání (Obr. 39 vpravo) [24].



Obr. 38: Reálný model vytištěný na 3D tiskárně během pokusu zakládání plechu



Obr. 39: Model prvního návrhu desky (vlevo) a úpravy do finální podoby (vpravo) [24]

Použitý materiál pro výrobu nástroje byla ocel X40CrMoV5 (ČSN 19554). Jedná se o nástrojovou ocel užívanou pro výrobu nástrojů a forem při práci za tepla (Tab. 6). Materiál byl před výrobou nástroje tepelně zpracován, a to kalen z teploty 1040 °C do oleje a poté dvou krokově popouštěn na teplotě 300 °C po dobu 2x180 minut.

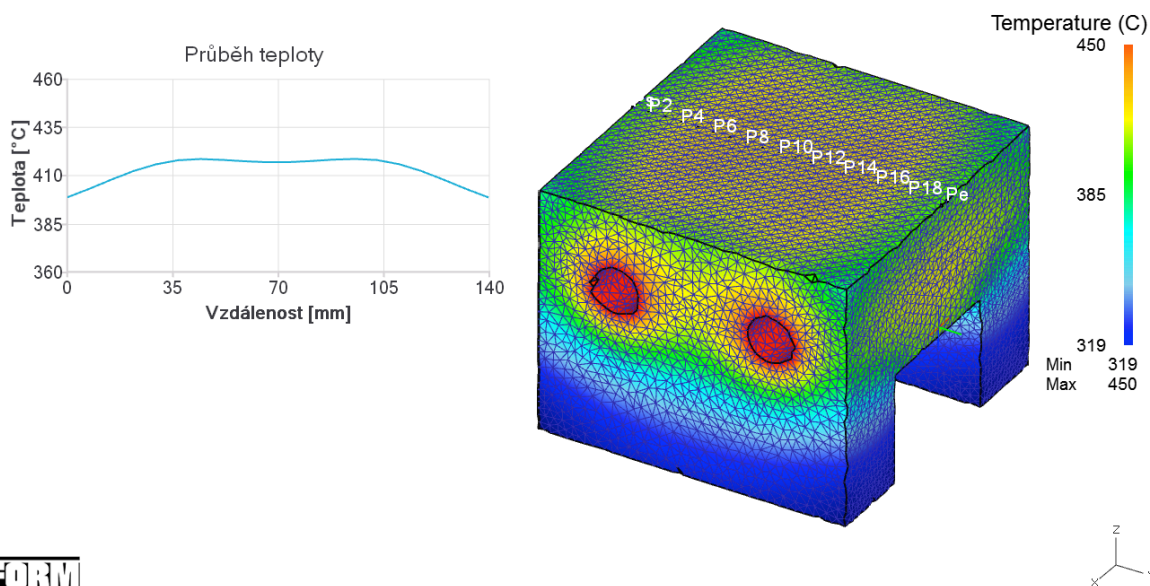
Tab. 6: Chemické složení oceli X40CrMoV5 [25]

Prvek	C	Cr	Mo	V
Hm. %	0,40	5,30	1,40	1,00

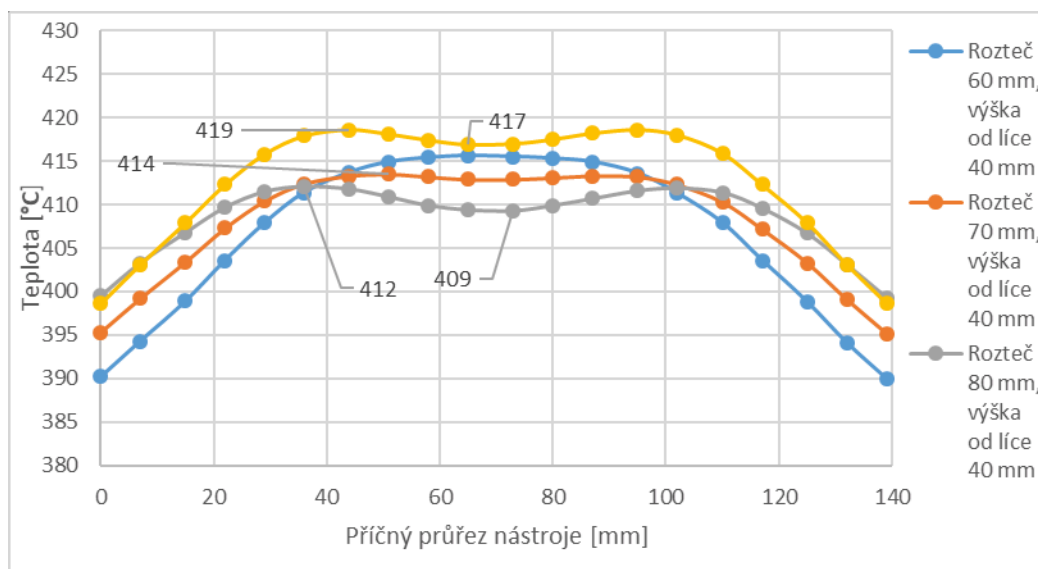
6.3.2. FEM Simulace

Aby mohlo být správně navrženo uložení topných patron a zjištěno rozložení teplotního pole v těle nástroje, byla provedena FEM simulace v softwaru DEFORM-2D/3D. Jako okrajových podmínek bylo využito generování tepla v místě umístění topných patron při ohřevu na teplotu 425 °C, okolní teplota 20 °C a využitý materiál pro nástroj X40CrMoV5 (ČSN 19554).

Bylo zkoumáno rozložení topných patron 35 a 40 mm od pracovní roviny nástroje a jejich umístění v nástroji oproti sobě v rozmezí rozteče os od 60 do 80 mm (Obr. 40). Výsledkem byl graf (Obr. 41) průběhu teplot na povrchu nástroje. Z těchto výsledků bylo vyhodnoceno nejvhodnější umístění topných patron s roztečí 70 mm a vzdáleností od pracovní plochy 40 mm vzhledem k nejmenším rozdílům průběhu teplot [24].



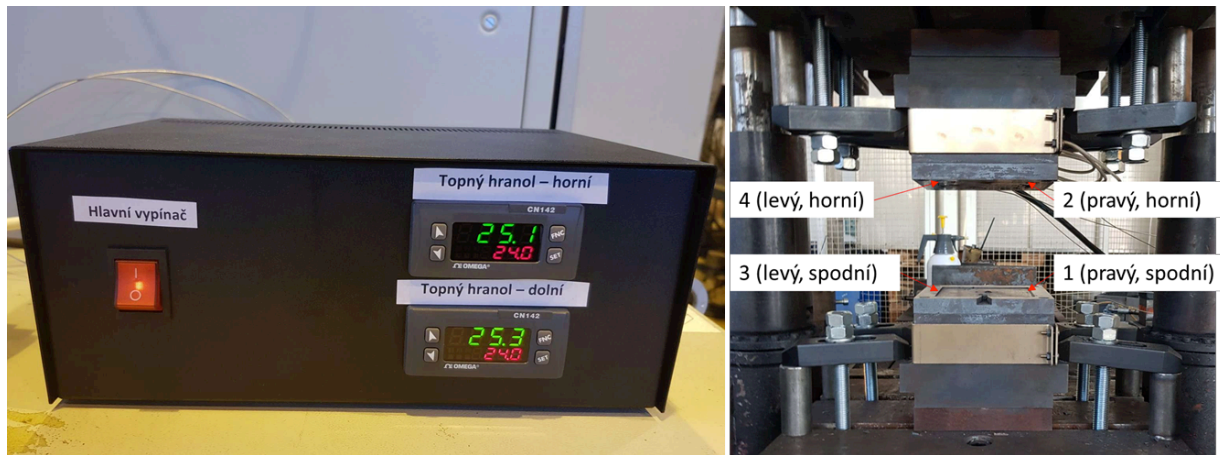
Obr. 40: Průběh teplot v pracovní části nástroje [24]



Obr. 41: Průběh teplot rozdílných variant uložení topných patron [24]

6.3.3. Shrnutí parametrů nástroje

Po návrhu nástroje splňující zvolené parametry a úpravy konstrukce pro snazší zakládání plechových přístřihů se výsledný nástroj (Obr. 42) sestává z dvou těl nástroje o rozměrech 140x140x95 mm, výměnných desek o rozměrech 140x140x15 mm s výřezem pro umístění plechového přístřihu, který měl upravený rádius pro snadné vkládání plechových vzorků s připevněnými termočládkovými dráty. Tělo nástroje obsahuje otvory pro dvě topné patrony o rozměrech $\text{Ø}20 \times 140$ mm, výkonu 800 W s napájením 230 V od firmy Hotset s.r.o., které jsou řízeny pomocí PID regulátorů CN 142 od firmy Omega Engineering (Obr. 29 vlevo). Výměnné desky obsahují celkem 6 termočládků, a to 2 řídicí pro topné patrony a 4 měřící průběh zpracování v nástroji (Obr. 42 vpravo).



Obr. 42: Reálný nástroj (vlevo) s řízením pomocí PID regulátorů (vpravo)

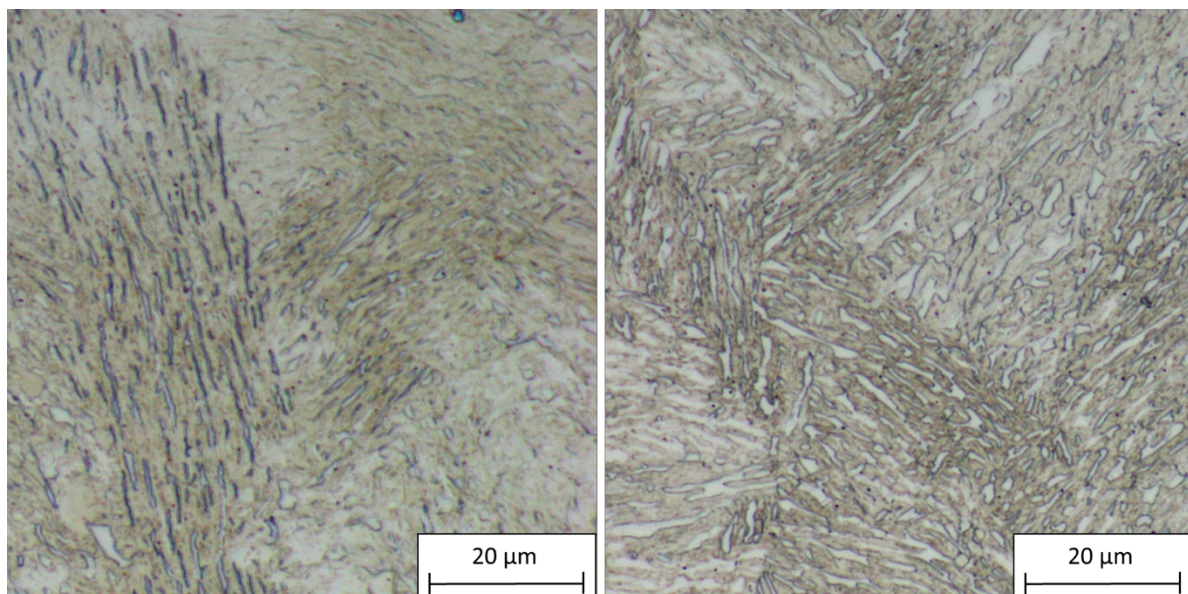
6.4. Postupná optimalizace termomechanického zpracování

Pro získání požadované mikrostruktury v experimentálních materiálech bylo nutné, aby provedené tepelné zpracování mělo správný teplotní profil ochlazování. Pro získání potřebných vstupních dat nutných pro odzkoušení experimentálních materiálů přímo v nástroji bylo provedeno několik předběžných experimentů. Mezi tyto experimenty patřilo stanovení teploty austenitizace pro získání vhodné teploty ohřevu. Dále bylo nutné zjistit správnou rychlost ochlazování z teploty ohřevu. Zjištění těchto základních parametrů zajistí návrh prvních parametrů zpracování při zpracování plechů přímo v nástroji pro press-hardening.

6.4.1. Určení vhodné teploty austenitizace

Pro určení vhodné teploty austenitizace experimentálních materiálů C3Mn1,4Al a C3Mn2Al byl proveden experiment spočívající v ohřevu vzorků z experimentálních materiálů na danou teplotu s dobou výdrže na teplotě 30 minut. Poté bylo provedeno jejich zakalení ve vodě. Při dosažení plně martenzitické struktury bez přítomnosti volného feritu lze předpokládat, že teplota, které byl zkoušený vzorek vystaven, je teplota, při které dochází k úplné austenitizaci a vzniku jednofázové struktury. Teploty ohřevu materiálu byly na základě znalosti fázových přeměn voleny v rozmezí 900-1200 °C se zvyšováním teploty po 50 °C.

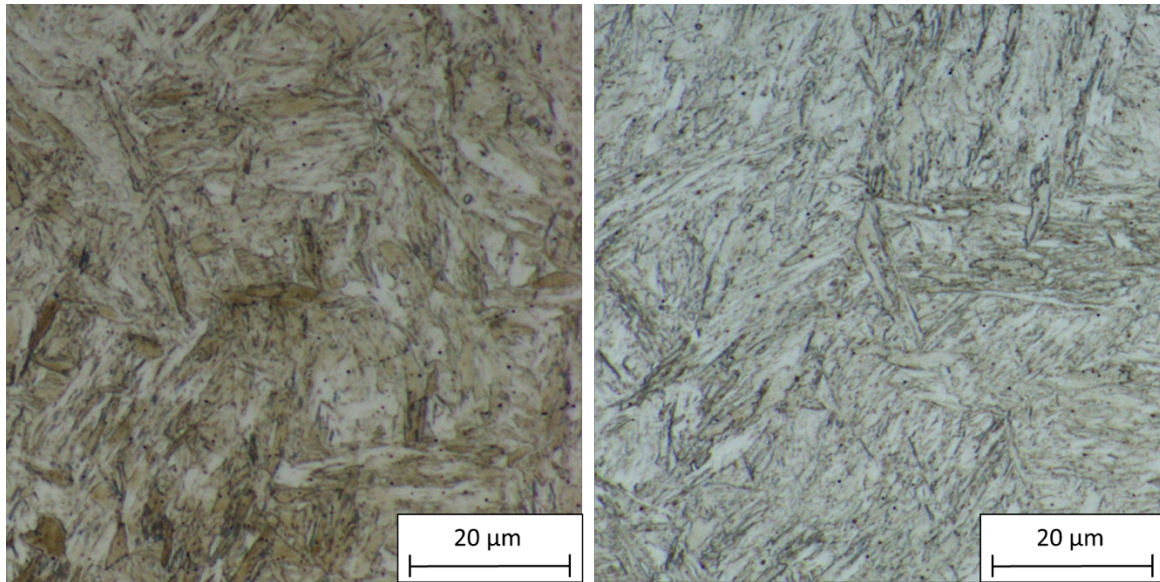
Po ohřevu na teplotě 900 °C byla mikrostruktura u obou experimentálních materiálů bainitická s malým podílem martenzitu, ve struktuře se také vyskytoval ferit (Obr. 43) s tvrdostí 512 HV10 pro experimentální materiál C3Mn1,4Al a 476 HV10 pro materiál C3Mn2Al (Obr. 47).



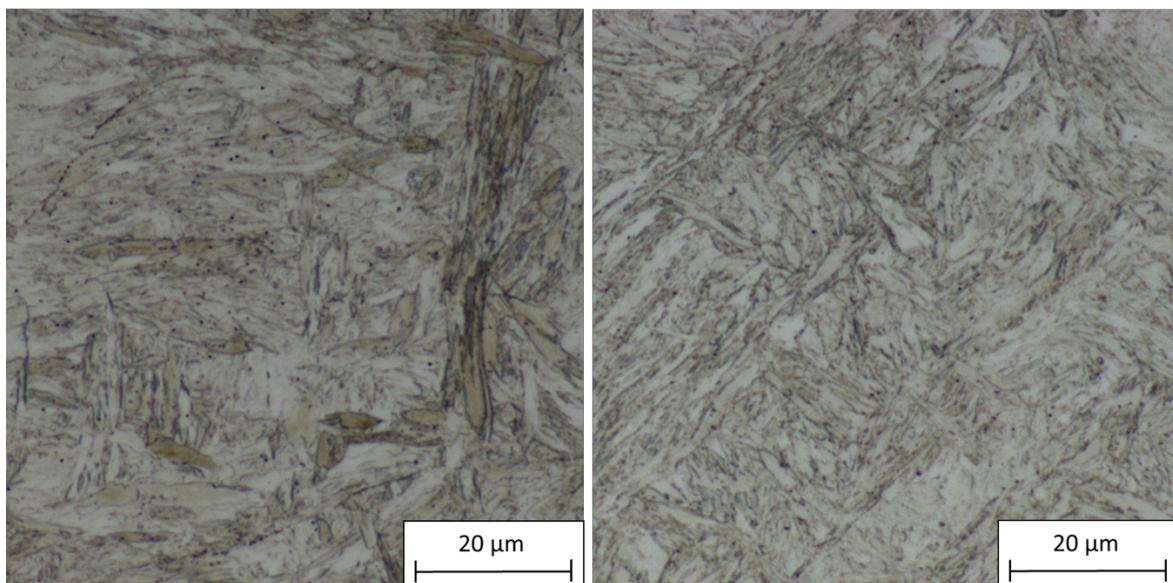
Obr. 43: Mikrostruktura materiálů C3Mn1,4Al (vlevo), C3Mn2Al (vpravo), teplota 900 °C

Při zvýšení teploty výdrže na 950 °C došlo u obou experimentálních materiálů ke snížení podílu bainitu a navýšení podílu martenzitu. Ve struktuře byl detekován i nižší podíl feritu. To vše vedlo k navýšení tvrdosti na hodnotu 535 HV10 u materiálu C3Mn1,4Al a 505 HV10 u

materiálu C3Mn2Al (Obr. 44). Při dalším zvyšování teploty byla získána převážně martenzitická struktura bez výskytu volného feritu (Obr. 45). Tvrdost se zvyšující se teplotou ohřevu rostla až na hodnotu 541 HV10 u materiálu C3Mn1,4Al a 533 HV10 u materiálu C3Mn2Al (Obr. 47).

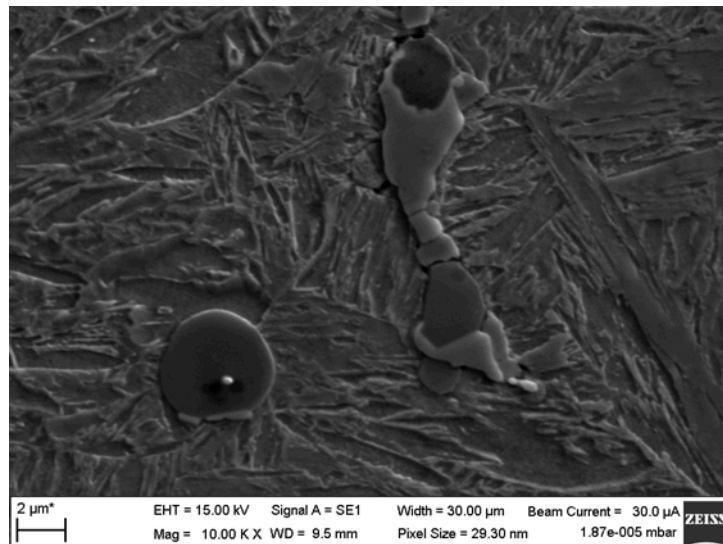


Obr. 44: Mikrostruktura materiálů C3Mn1,4Al (vlevo), C3Mn2Al (vpravo), teplota 950 °C

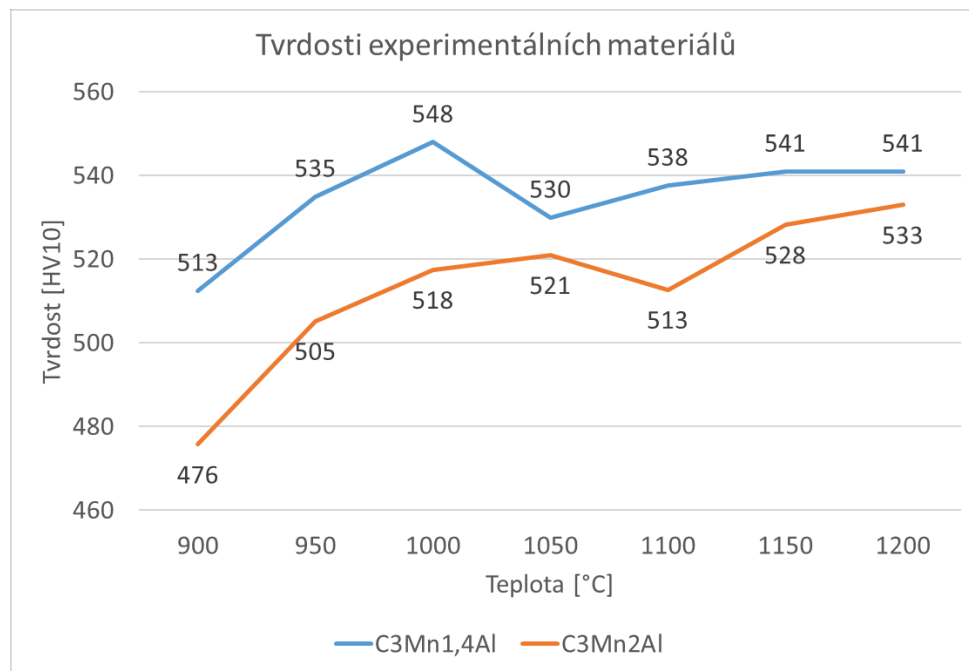


Obr. 45: Mikrostruktura materiálů C3Mn1,4Al (vlevo), C3Mn2Al (vpravo), teplota 1200 °C

Taktéž byl pozorován výskyt částic různých morfologií a chemických složení obsahující hliník, mangan, síru, niob a titan u materiálu C3Mn1,4Al, jejichž výskyt se snižoval se zvyšující se teplotou ohřevu (Obr. 46).



Obr. 46: Částice vyskytující se v materiálu C3Mn1,4Al



Obr. 47: Průběh tvrdosti experimentálních materiálů C3Mn1,4Al a C3Mn2Al

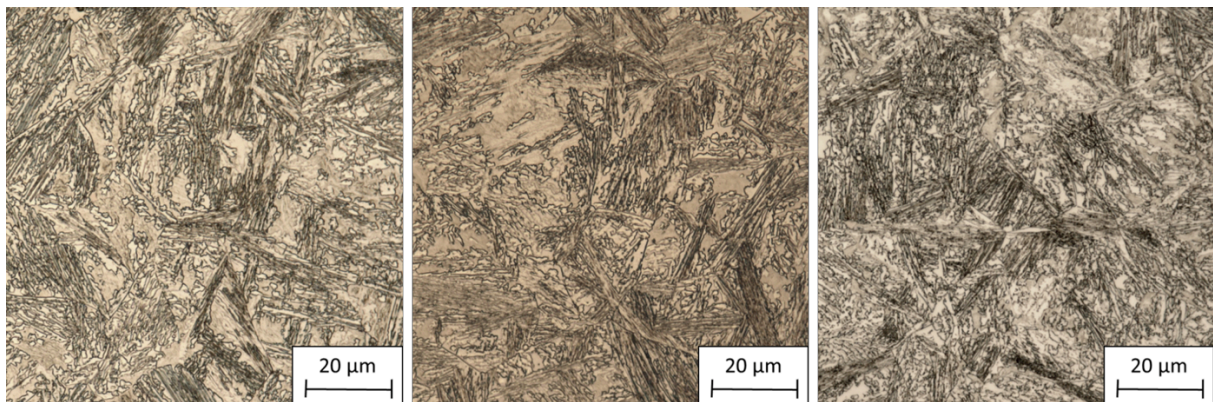
6.4.2. Stanovení vhodné rychlosti ochlazování

Pro správně provedené tepelného zpracování experimentálních materiálů je taktéž třeba zvolit správnou rychlost ochlazování. Rychlost ochlazování je v konečném řešení dána rozdílem teploty plechového přístřihu a samotného nástroje.

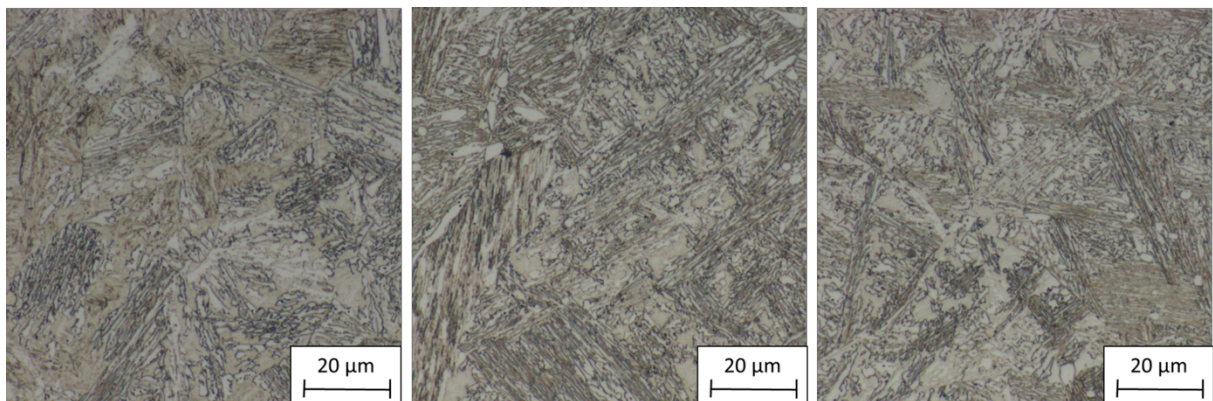
Experiment pro stanovení vhodné rychlosti ochlazování se skládal z ohřevu válečků v peci na teplotu 1000°C s dobou výdrže 20 minut. Poté bylo provedeno jejich zakalení do soli o teplotě 360 °C, kdy vzorky byly vyjmuty ze soli při dosažení správné teploty v rozmezí 400 až 420 °C (snímané termočlánkem). Poté byly vzorky vloženy do pece o teplotě 400, 425 a 450°C. Tyto teploty odpovídaly teplotám nízkoteplotní žihání na bainit. Doba výdrže v peci byla 15 až 60 minut. Rychlost ochlazování byla stanovena z naměřených dat získaných

z termočlánků na 35 °C/s. Výsledkem byla sada vzorků, u kterých byla provedena metalografická analýza a stanoveny mechanické vlastnosti a to pevnost v tahu a tvrdost.

Při teplotě izotermické výdrže 400 °C byla struktura materiálu C3Mn1,4Al bainiticko-martenzitická (Obr. 48), u které byla stanovena mez pevnosti na 1220 MPa s tažností 25% (Obr. 54) a tvrdostí 377 HV10. V případě materiálu C3Mn2Al taktéž byla struktura bainiticko-martenzitická s podílem bainitického feritu a viditelnými hranicemi původního austenitického zrna (Obr. 49). Vlivem zvyšování doby výdrže z 15 na 60 minut byl zjištěn nárůst podílu bainitu, který vedl k poklesu meze pevnosti z 1390 MPa při výdrži 15 minut na 1220 MPa při výdrži 30 minut, při výdrži 60 minut se tato hodnota nezměnila (Obr. 55) i poklesu tvrdosti ze 440 HV10 na 375 HV10. Tažnost na druhou stranu rostla ze 17 % na 22 %.



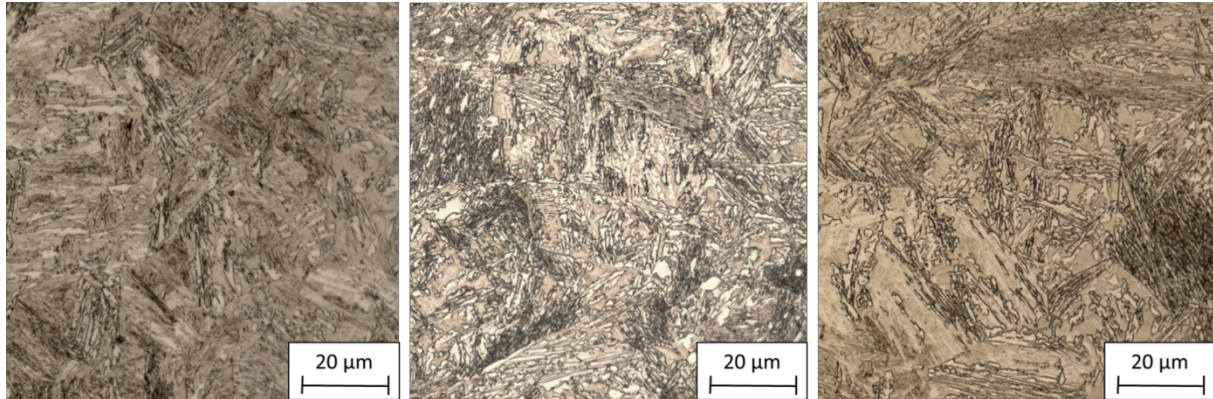
Obr. 48: Materiál C3Mn1,4Al po interkritickém žhání s teplotou izotermické výdrže 400 °C, 15 minut (vlevo), 30 minut (uprostřed), 60 minut (vpravo)



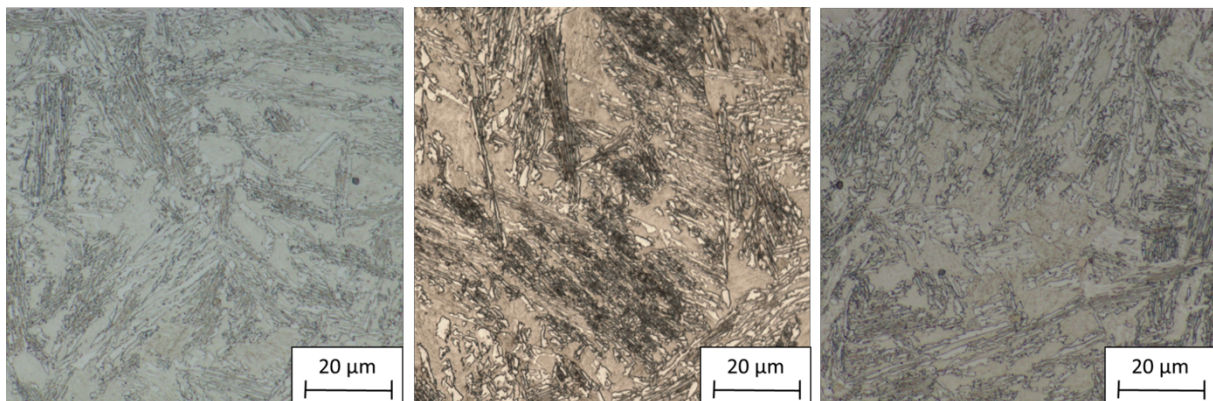
Obr. 49: Materiál C3Mn2Al po interkritickém žhání s teplotou izotermické výdrže 400 °C, 15 minut (vlevo), 30 minut (uprostřed), 60 minut (vpravo)

Se zvýšením teploty izotermické výdrže na 425 °C byla získaná u materiálu C3Mn1,4Al mikrostruktura bainiticko-martenzitická s vyšším podílem martenzitu a malým podílem bainitického feritu (Obr. 50), než tomu bylo v případě výdrže na teplotě při 400 °C. Taktéž došlo k nárůstu pevnosti při výdrži 15 minut až na 1380 MPa s tažností 15 % a tvrdostí 428 HV10. Při výdrži 30 minut dosahovala pevnost 1200 MPa s tažností 25 % a tvrdostí 370 HV10 a při výdrži 60 minut došlo ke zvýšení meze pevnosti na 1360 MPa s tažností 15 %

a tvrdostí 400 HV10 (Obr. 54 a 56). U materiálu C3Mn2Al byla výsledná mikrostruktura bainiticko-martenzitická s podílem bainitického feritu. Pevnost v tahu se pohybovala v rozmezí 1360 až 1375 MPa s tažností pohybující se okolo 15 % (Obr. 55) a tvrdostí pohybující se okolo 408 HV (Obr. 51 a 56).

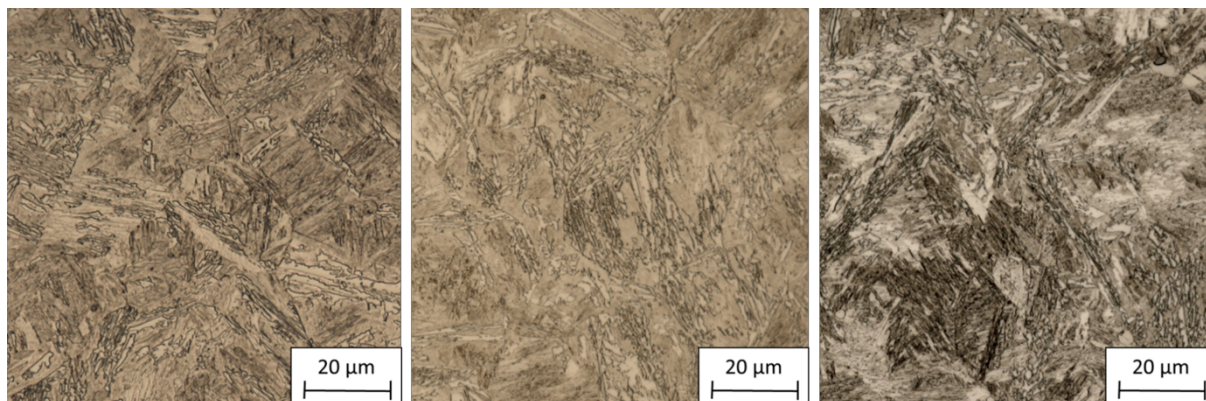


Obr. 50: Materiál C3Mn1,4Al po interkritickém žhání s teplotou izotermické výdrže 425 °C, 15 minut (vlevo), 30 minut (uprostřed), 60 minut (vpravo)

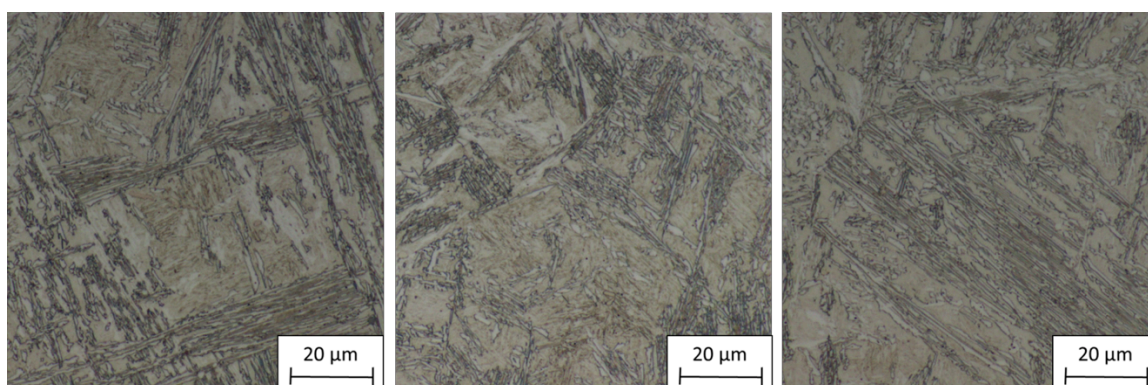


Obr. 51: Materiál C3Mn2Al po interkritickém žhání s teplotou izotermické výdrže 425 °C, 15 minut (vlevo), 30 minut (uprostřed), 60 minut (vpravo)

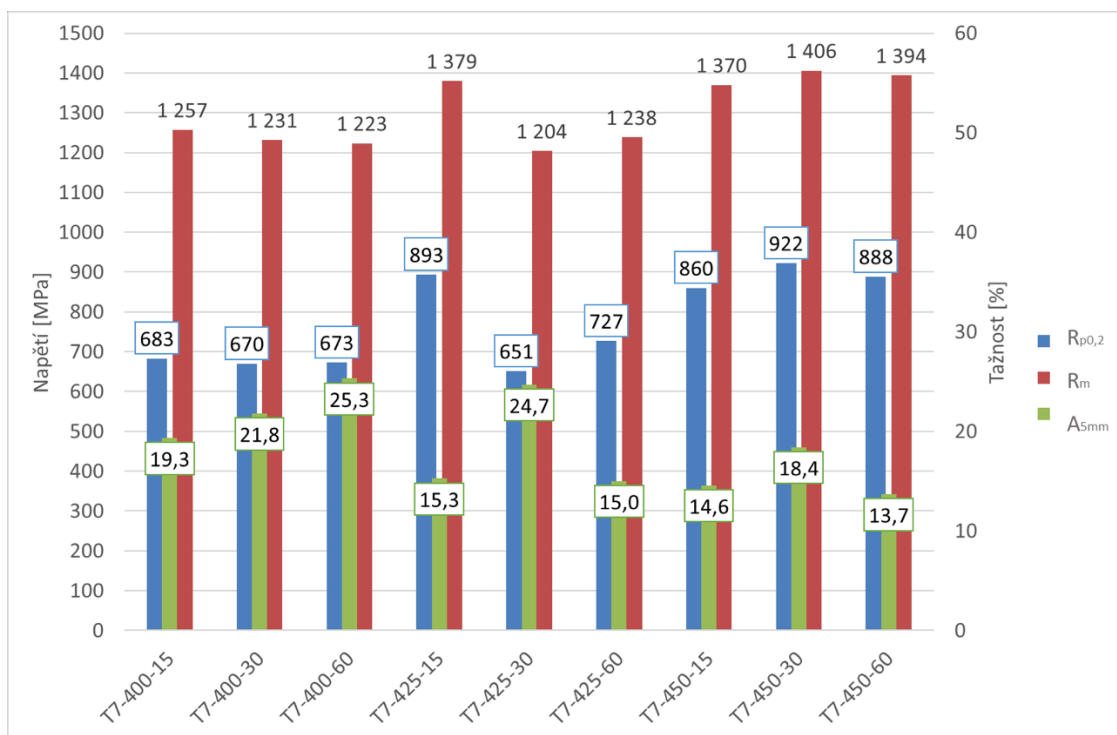
S dalším zvyšováním teploty izotermické výdrže až na teplotu 450 °C došlo u materiálu C3Mn1,4Al k dalšímu vývoji ve struktuře v podobě zvýšení podílu martenzitu v martenziticko-bainitické struktuře (Obr. 52). Pevnost v tahu se zvýšila až na hodnotu 1400 MPa s tažností 14 až 18 % a tvrdostí pohybující se okolo 450 HV10. U materiálu C3Mn2Al byla struktura taktéž martenziticko-bainitická se zvýšeným podílem martenzitu a výskytem volného feritu (Obr. 53). Pevnost v tahu dosahovala 1400 MPa při výdrži na teplotě 15 minut s tvrdostí 431 HV10, 1180 MPa při výdrži 30 minut s tvrdostí 422 HV10 a pevností 1420 MPa při výdrži 60 minut s tvrdostí 438 HV10 (Obr. 55 a 56). Tažnost se pohybovala okolo 14 % (Obr. 55).



Obr. 52: Materiál C3Mn1,4Al po interkritickém žhání s teplotou izotermické výdrže 450 °C, 15 minut (vlevo), 30 minut (uprostřed), 60 minut (vpravo)



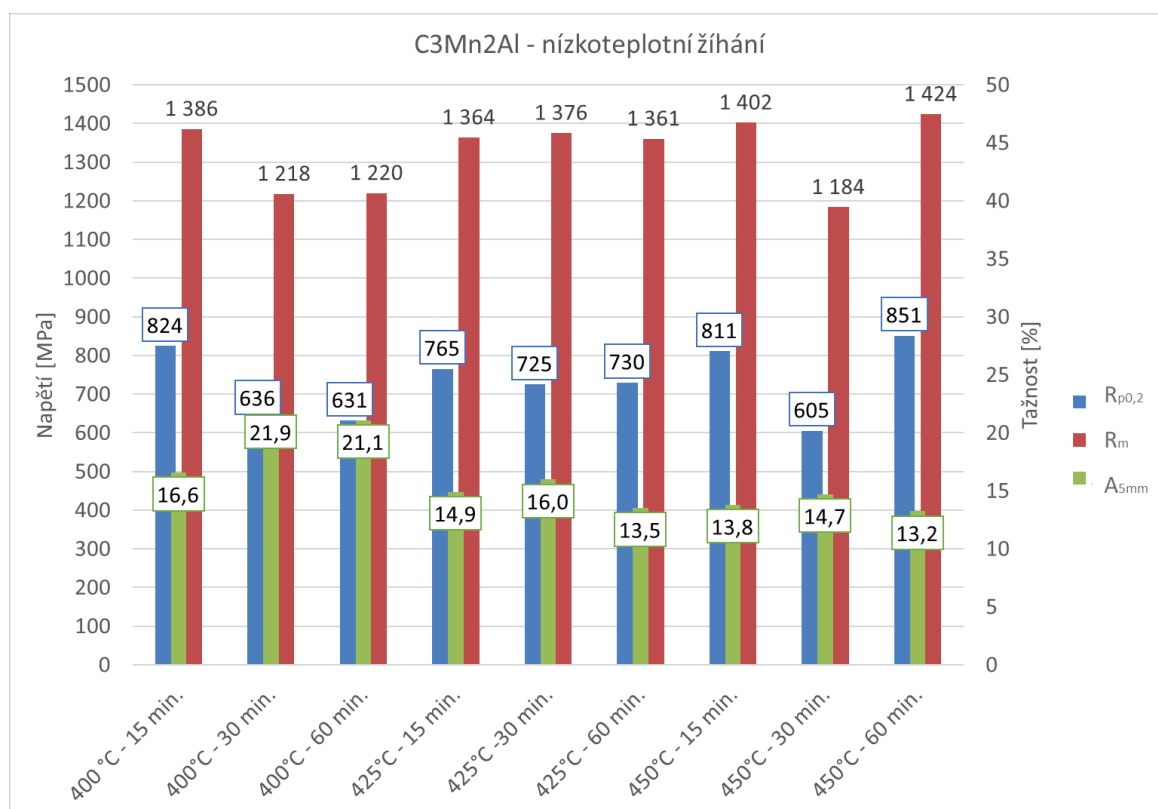
Obr. 53: Materiál C3Mn2Al po interkritickém žhání s teplotou izotermické výdrže 450 °C, 15 minut (vlevo), 30 minut (uprostřed), 60 minut (vpravo)



Obr. 54: Výsledky zkoušky tahem po různých parametrech tepelného zpracování pro materiál C3Mn1,4Al

Tab. 7: Hodnoty tahových zkoušek materiálu C3Mn1,4Al

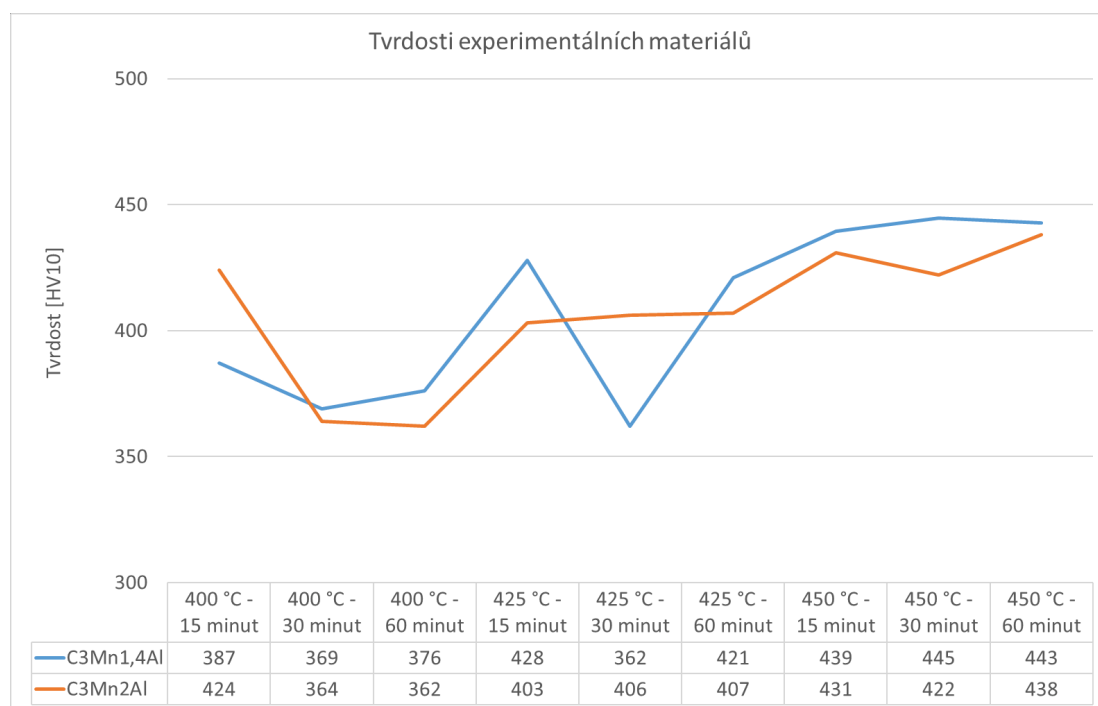
	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ směrodatná odchylka	R_m [MPa]	R_m směrodatná odchylka	A_{5mm} [%]	A_{5mm} směrodatná odchylka
400 °C - 15 min.	683	7,1	1257	7	19,3	0,008
400°C - 30 min.	670	0,7	1231	1	21,8	1,2
400°C - 60 min.	673	6,8	1223	2	25,3	3,1
425°C - 15 min.	893	69	1379	14	15,3	0,04
425°C -30 min.	651	0,1	1204	4	24,7	0,7
425°C - 60 min.	727	43	1238	100	15,0	2,3
450°C - 15 min.	860	10	1370	13	14,6	0,9
450°C - 30 min.	922	5,8	1406	8	18,4	0,4
450°C - 60 min.	888	13	1394	1	13,7	0,4



Obr. 55: Výsledky zkoušky tahem po různých parametrech tepelného zpracování pro materiál C3Mn2Al

Tab. 8: Hodnoty tahových zkoušek pro materiál C3Mn2Al

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ směrodatná odchylka	R_m [MPa]	R_m směrodatná odchylka	A_{5mm} [%]	A_{5mm} směrodatná odchylka
400 °C - 15 min.	824	19	1386	8	16,6	1,0
400°C - 30 min.	636	1	1218	3	21,9	1,2
400°C - 60 min.	631	4	1220	5	21,1	0,7
425°C - 15 min.	765	9	1364	4	14,9	2,0
425°C -30 min.	725	4	1376	5	16,0	1,2
425°C - 60 min.	730	1	1361	6	13,5	1,0
450°C - 15 min.	811	5	1402	8	13,8	0,1
450°C - 30 min.	605	24	1184	21	14,7	0,3
450°C - 60 min.	851	11	1424	2	13,2	0,5



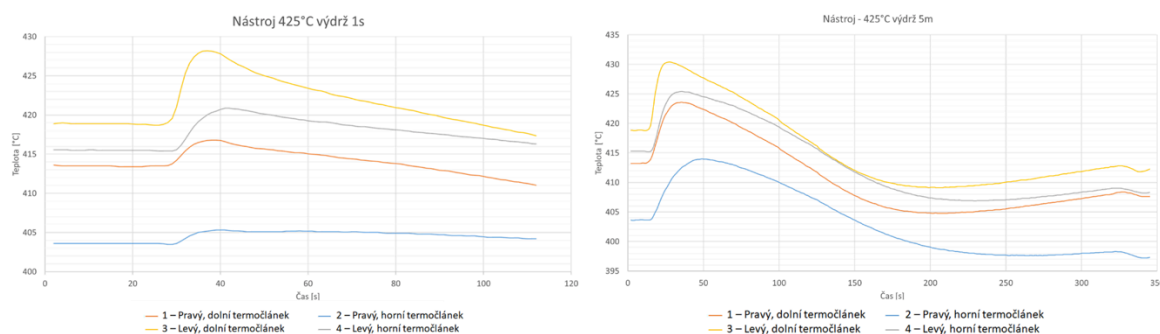
Obr. 56: Vliv parametrů tepelného zpracování na vývoj tvrdosti u materiálů C3Mn1,4Al a C3Mn2Al

Vzhledem k získaným datům v podobě meze pevnosti tahu, tvrdosti a výsledné metalografie lze konstatovat, že rychlost ochlazování 35 °C/s je vhodná pro tepelné zpracování těchto ocelí, protože nedochází ke vzniku perlitu a jsou dosahovány požadované mechanické vlastnosti. Tím je možné říci, že bude možné provést na těchto materiálech zpracování v nástroji pro press-hardening, protože rychlost ochlazování zde bude vyšší než v tomto případě vlivem rychlejšího odvodu tepla.

6.4.3. Reálný proces

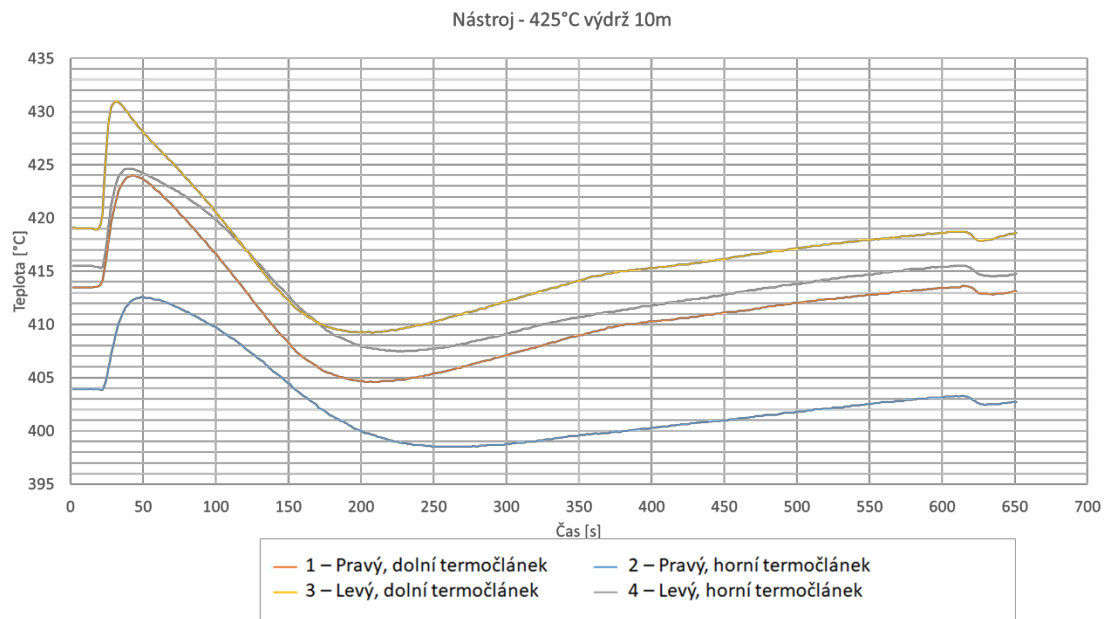
Po stanovení vhodné doby austenitizace a rychlosti ochlazování byl proveden experiment přímo v nástroji. Pro odzkoušení chování experimentálních materiálů v nástroji byla navržena série experimentů zahrnující osm různých režimů. V experimentálním programu byly variovány jak teploty nástroje RT, 425 a 450 °C, tak i doba výdrže v nástroji 1 sekunda, 5 a 10 minut pro teploty nástroje 425 a 450 °C, pro nástroj o RT byla doba výdrže 1 a 5 sekund. Výsledkem byly zpracované plechy, na kterých bylo provedeno metalografické hodnocení struktury a provedena zkouška tahem a měření tvrdosti (viz. kapitola 6.5 a 6.6).

Dalšími získanými daty byly záznamy z termočlánků umístěných v nástroji a taktéž termočlánekového drátu, který je upevněný na plechovém přístřihu. Výsledkem jsou grafy (Obr. 57) průběhu teplot v jednotlivých místech nástroje a je zde dále patrné teplotní ovlivnění nástroje v momentě založení ohřátých plechových polotovarů. V některých místech došlo k nárůstu teploty nástroje až o 30 °C během 5 sekund. To vedlo k reakci PID regulátoru na základě dat z řídicího termočlánku, a tím k regulaci výkonu topných patron a snížení teploty nástroje.



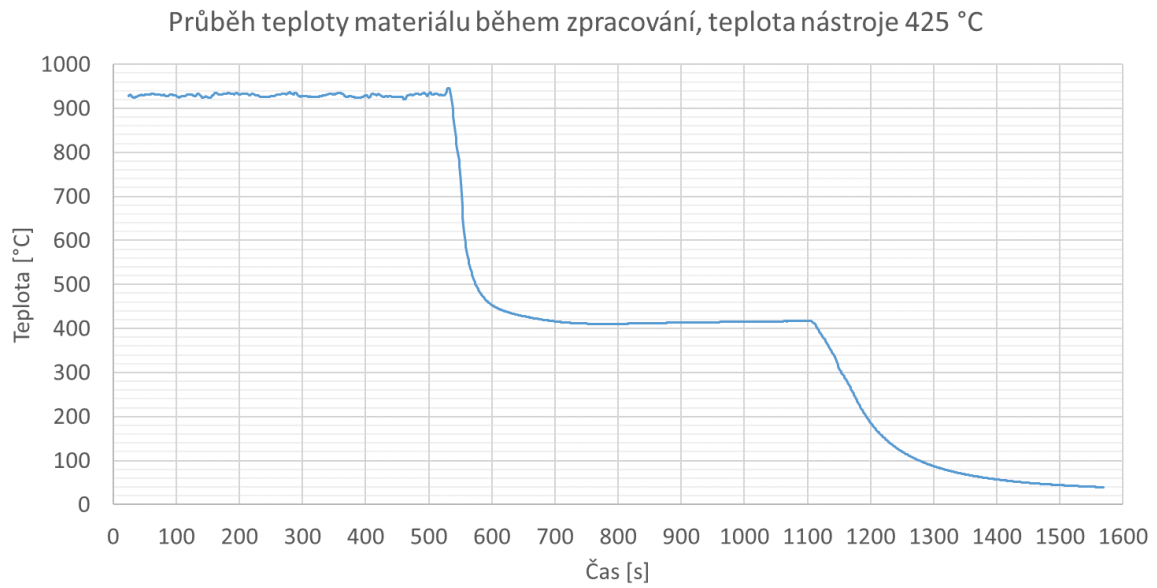
Obr. 57: Průběh teploty nástroje v jednotlivých měřených místech v závislosti na době výdrže předehřátého polotovaru v nástroji ohřátém na teplotě 425°C (1 sekunda a 5 minut)

Rozdíl teplot, které jsou snímány termočláanky v jednotlivých místech před samotným procesem byl v řádech jednotek až desítek stupňů Celsia. Tento jev je způsoben malou nehomogenitou teplotního pole v pracovní části nástroje. Po překmitnutí na teplotu nižší než požadovaná došlo k opětovnému ohřevu nástroje, které je patrné hlavně u nejdelší doby výdrže 10 minut (Obr. 58).

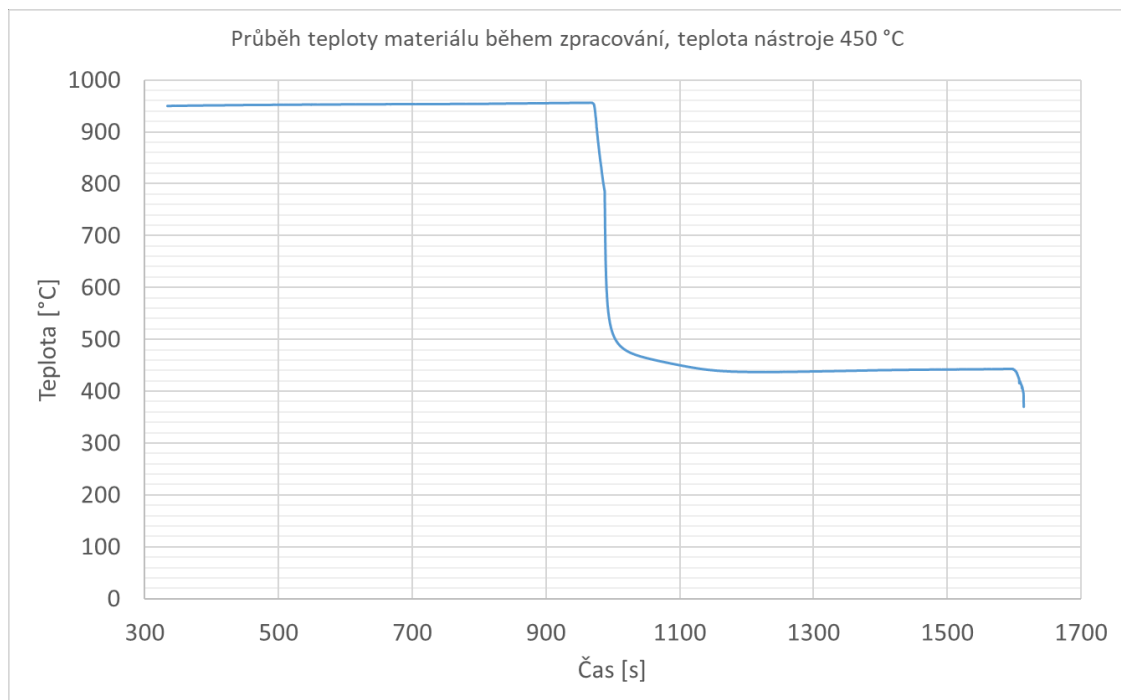


Obr. 58: Průběh teplot v nástroji během procesu s výdrží 10 minut

Měření teploty přímo na zpracovávaném plechu pomocí termočlánekového drátu vykazovalo rozdílnou křivku tepelného zpracování, než tomu bylo u měření průběhu teplot v nástroji. Jak bylo zmíněno v kapitole 5.3., termočlánekové dráty byly přivařeny na plechový vzorek a ochráněny vysokoteplotním tmelem pro zamezení zkratů vedoucích k ovlivnění měření. Výsledkem měření přímo plechových polotovárů byly grafy průběhu teplot z celého procesu (Obr. 59 a 60). Jak je patrné z jednotlivých teplotních průběhů, tak v případě zpracování plechů nedocházelo k výraznému podkmitnutí teploty. Rychlost ochlazování plechových vzorků v nástroji byla stanovena na 60 °C/s z dat získaných během měření. Lze tedy konstatovat, že v rámci dat získaných z termočláneků a termočlánekových drátů byl samotný nástroj odladěn na zpracování plechových přístřihů z vysokopevné oceli. Správnost zpracování experimentálních materiálů byla dále zjišťována metalografií a stanovením mechanických vlastností ve formě tahových zkoušek.



Obr. 59: Průběh teploty na plechovém polotovaru ohřátém v peci na teplotu 950°C a vloženého do nástroje o teplotě 425°C s dobou výdrže 10 minut



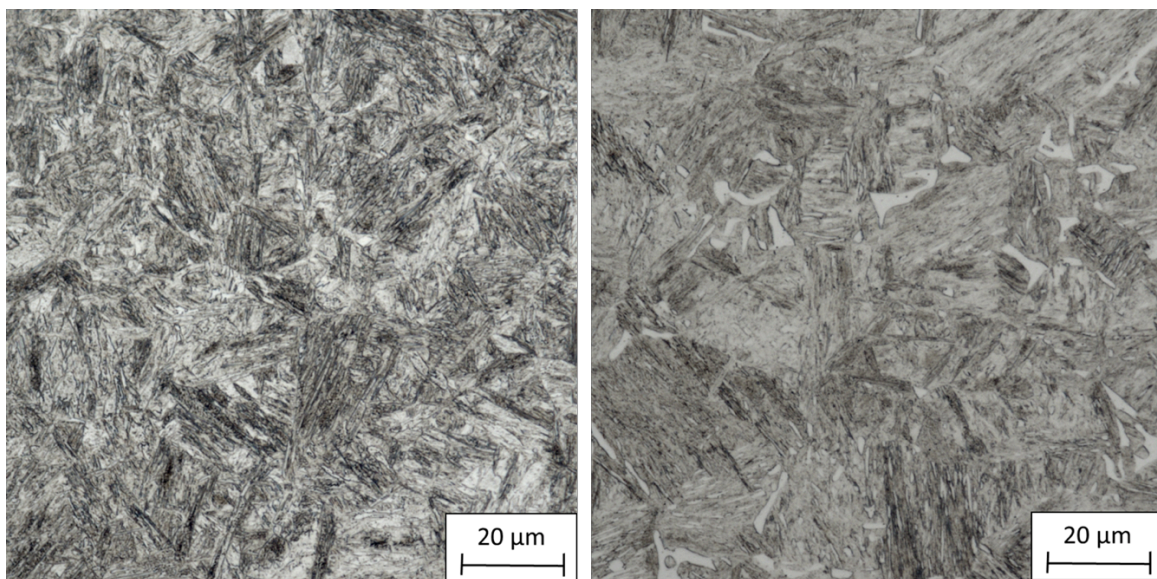
Obr. 60: Průběh teploty na plechovém polotovaru ohřátém v peci na teplotu 950°C a vloženého do nástroje o teplotě 450°C s dobou výdrže 10 minut

6.5. Metalografická analýza získaných struktur

Ze zpracovaných plechových přístřihů experimentálních materiálů byly zhotoveny metalografické výbrusy a provedena metalografická analýza pro vyhodnocení vlivu parametrů tepelného zpracování na vývoj mikrostruktury. Metalografická analýza se skládala ze světelné mikroskopie, která byla provedena po standardním leptání pomocí leptadla Nital 3% a dále bylo vyzkoušeno i barevné leptání pro zjištění výskytu a rozložení zbytkového austenitu ve struktuře. Podíl zbytkového austenitu u zpracovaných materiálů byl dále zjišťován také pomocí rentgenové difrakční fázové analýzy. Pro detailní analýzu struktury byla použita řádkovací elektronová mikroskopie.

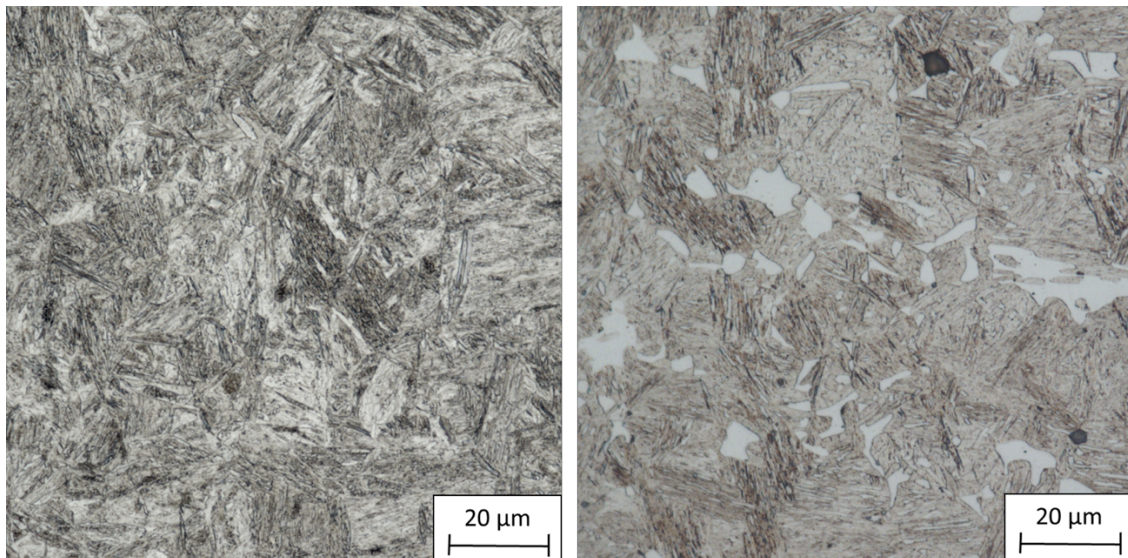
6.5.1. Světelná mikroskopie

Po standardní přípravě metalografického výbrusu byla provedena světelná mikroskopie na zpracovaných materiálech. Pro vyhodnocení naleptaných struktur byl využit světelný mikroskop Olympus GX 51. Po zpracování plechů do nástroje o pokojové teplotě s dobou výdrže 1 sekunda byla u materiálu C3Mn1,4Al získána martenziticko-bainitická struktura s tvrdostí 473 HV10 (Obr. 61 vlevo). V případě materiálu C3Mn2Al je struktura taktéž martenziticko-bainitická s výskytem volného feritu a tvrdostí 464 HV10 (Obr. 61 vpravo).



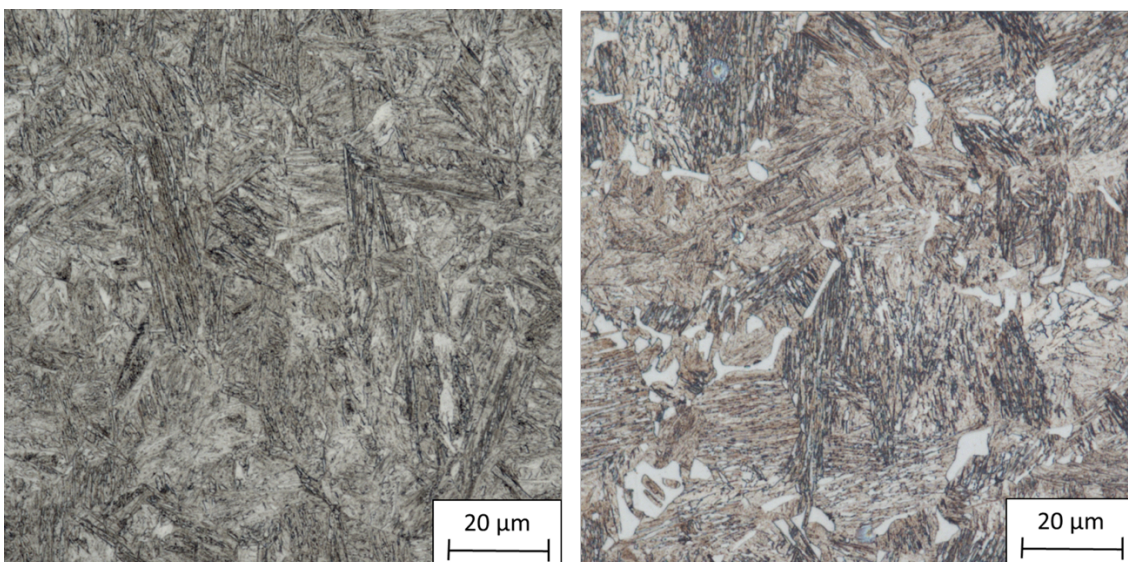
Obr. 61: Struktura experimentálních materiálů C3Mn1,4Al (vlevo) a C3Mn2Al (vpravo), pokojová teplota nástroje, výdrž 1 sekunda

Další výdrž v nástroji o RT byla výdrž 5 sekund. Struktura byla, jako je tomu u výdrže 1 sekunda, majoritně martenzitická s menším podílem bainitu v případě materiálu C3Mn1,4Al s tvrdostí 481 HV10 (Obr. 62 vlevo). U materiálu C3Mn2Al taktéž došlo k většímu výskytu martenzitu navíc s volným feritem a tvrdostí 448 HV10 (Obr. 62 vpravo). Prodlužování doby výdrže v nástroji o RT nevedlo k dalším změnám ve vývoji struktury. To bylo dáno tím, že po výdrži 5 s bylo dosaženo již teploty plechových polotovarů 300 °C a delší výdrž v nástroji již nemohla vést k poklesu teploty, které by vedlo k dalším přeměnám.



Obr. 62: Struktura experimentálních materiálů C3Mn1,4Al (vlevo) a C3Mn2Al (vpravo), pokojová teplota nástroje, výdrž 5 sekund

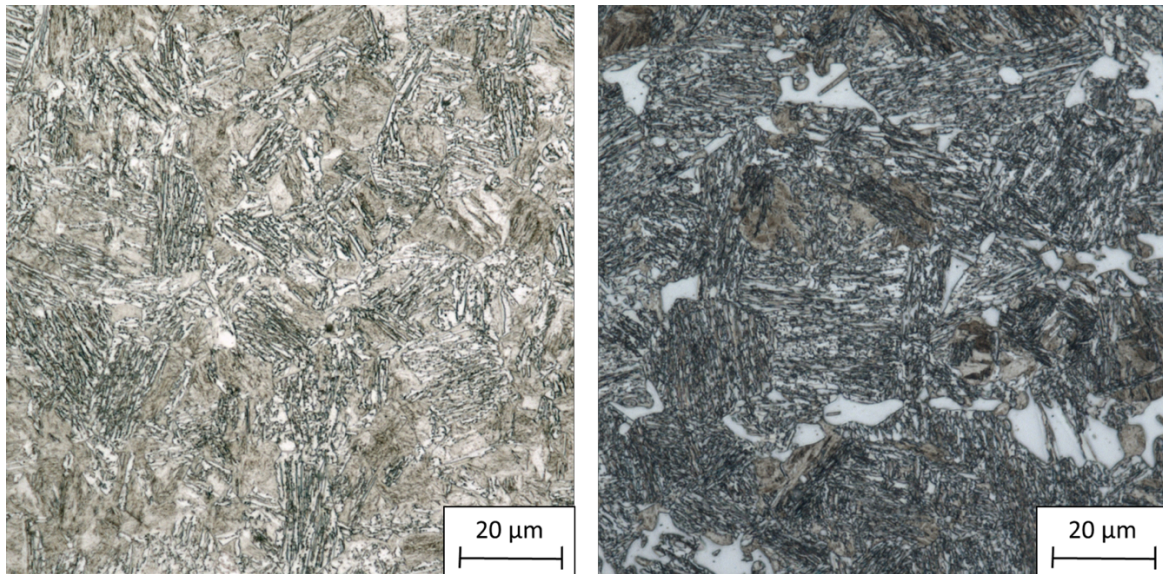
Dalším krokem bylo zpracování v nástroji s teplotou 425 °C. V případě výdrže 1 sekunda došlo ve struktuře k nárůstu vyššího podílu bainitu oproti strukturám získaných po kalení do nástroje o RT, struktura byla martenziticko-bainitická. Tvrdost této struktury byla změřena na 469 HV10 v případě materiálu C3Mn1,4Al (Obr. 63 vlevo). K dalšímu vývoji došlo taktéž u materiálu C3Mn2Al (vpravo), kdy taktéž došlo ke zvýšení podílu bainitické fáze ve struktuře a zachování podílu volného feritu. Struktura měla tvrdost 400 HV10 (Obr. 63).



Obr. 63: Struktura experimentálních materiálů C3Mn1,4Al (vlevo) a C3Mn2Al (vpravo), teplota nástroje 425 °C, výdrž 1 sekunda

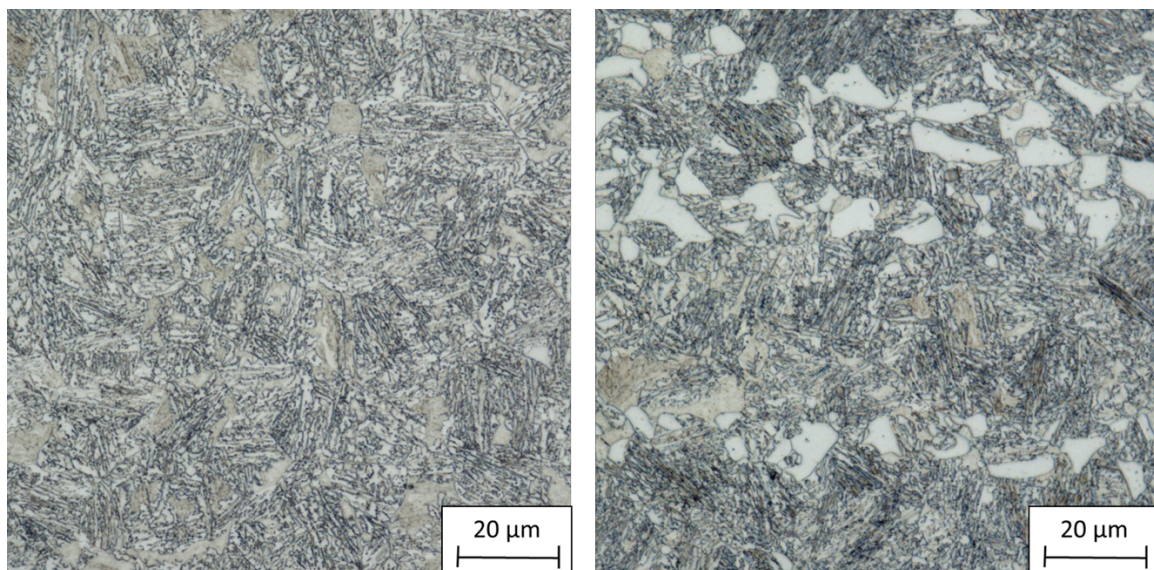
Při prodloužení výdrže v nástroji z 1 sekundy na 5 minut při zachování teploty nástroje 425 °C struktura vykazovala velký podíl bainitu v bainiticko-martenzitické struktuře s tvrdostí 376 HV10 v případě materiálu C3Mn1,4Al (Obr. 64 vlevo). Stejně tomu bylo i u druhého

experimentálního materiálu, kdy byl patrný stálý výskyt volného feritu v bainiticko-martenzitické struktuře s tvrdostí 299 HV10 (Obr. 64 vpravo).



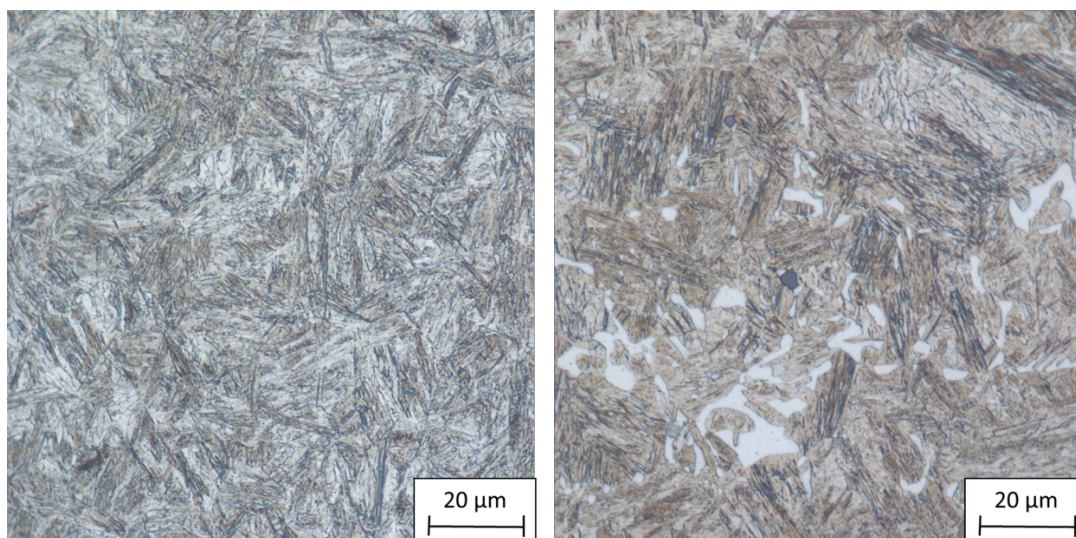
Obr. 64: Struktura experimentálních materiálů C3Mn1,4Al (vlevo) a C3Mn2Al (vpravo), teplota nástroje 425 °C, výdrž 5 minut

Další prodloužení doby výdrže na 10 minut na teplotě nástroje 425°C vedlo k výraznému navýšení bainitu ve struktuře. Laťky v bainitických blocích byly více hrubé a byla v nich viditelná přítomnost karbidů. Ve struktuře zůstal zachován i malý podíl martenzitu. Hodnota tvrdosti výrazně klesla na 347 HV10 v případě materiálu C3Mn1,4Al (Obr. 65). Podobný trend byl zjištěn i u druhého materiálu s vyšším obsahem hliníku, nižší podíl martenzitu se zde také projevil snížením hodnoty tvrdosti na 311 HV10 (Obr. 65).



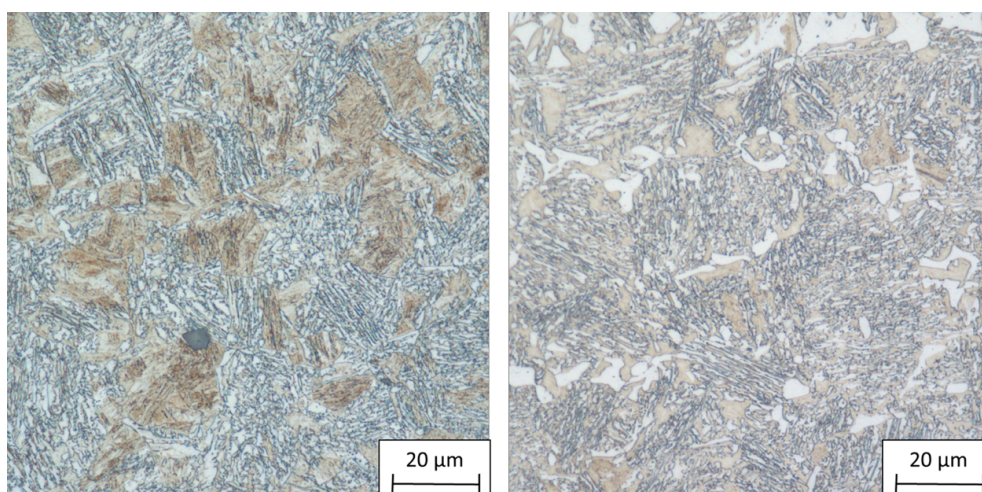
Obr. 65: Struktura experimentálních materiálů C3Mn1,4Al (vlevo) a C3Mn2Al (vpravo), teplota nástroje 425 °C, výdrž 10 minut

Při zvýšení teploty nástroje na teplotu 450 °C byly opakovány doby výdrže stejné jako u teploty nástroje 425 °C. Po výdrži v nástroji 1 sekunda byla struktura u experimentálního materiálu C3Mn1,4Al směsná a obsahovala martenziticko-bainitickou strukturu s tvrdostí 485 HV10 (Obr. 66 vlevo). Při porovnání s teplotou nástroje 425 °C a výdrží 1 sekunda nebyly zjištěny výrazné rozdíly v získaných strukturách. Stejně chovával i druhý experimentální materiál C3Mn2Al se získanou tvrdostí 486 HV10 (Obr. 66 vpravo).



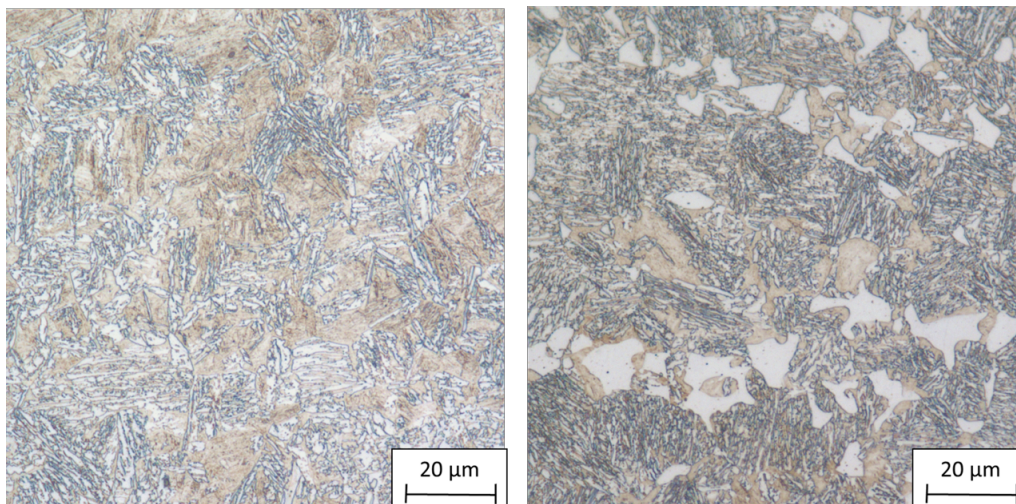
Obr. 66: Struktura experimentálních materiálů C3Mn1,4Al (vlevo) a C3Mn2Al (vpravo), teplota nástroje 450 °C, výdrž 1 sekunda

Pokud byla doba výdrže prodloužena na 5 minut na teplotě 450 °C, došlo k navýšení podílu martenzitické fáze v bainiticko-martenzitické struktuře s porovnáním stejné doby výdrže v nástroji při teplotě 425 °C a taktéž došlo ke zvýšení tvrdosti na 405 HV10 u experimentálního materiálu C3Mn1,4Al (Obr 67). Druhý experimentální materiál vykazoval strukturu martenziticko-bainitickou také s vyšším podílem martenzitu, než tomu bylo při teplotě 425 °C. Ve struktuře byl přítomen i volný ferit. Tvrdost dosahovala 419 HV10 (Obr. 67).



Obr. 67: Struktura experimentálních materiálů C3Mn1,4Al (vlevo) a C3Mn2Al (vpravo), teplota nástroje 450 °C, výdrž 5 minut

Posledním režimem byla teplota nástroje 450 °C s dobou výdrže 10 minut. Na rozdíl od stejné doby výdrže při nižší teplotě nástroje byl ve struktuře materiálu C3Mn1,4Al zjištěn vyšší podíl martenzitu. Tvrdost dosahovala hodnoty 340 HV10 (Obr. 68). Stejný výsledek byl zjištěn i pro strukturu materiálu C3Mn2Al, která taktéž obsahovala vyšší podíl martenzitu, než tomu bylo při výdrži na nižší teplotě s tvrdostí 316 HV10 (Obr. 68).



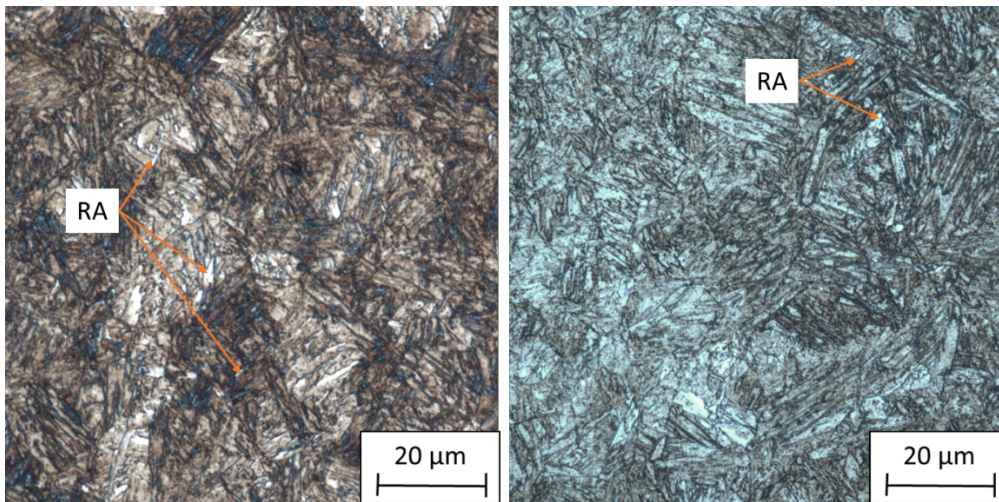
Obr. 68: Struktura experimentálních materiálů C3Mn1,4Al (vlevo) a C3Mn2Al (vpravo), teplota nástroje 450 °C, výdrž 10 minut

6.5.2. Barevné leptání

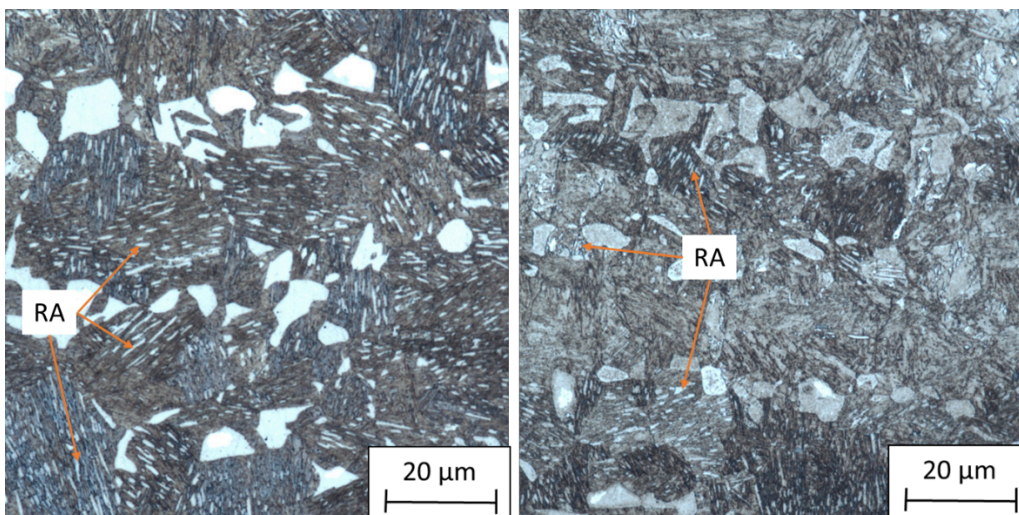
Protože ve struktuře vícefázových vysokopevných ocelí má zbytkový austenit vliv na výsledné mechanické vlastnosti, je nutné vedle jeho podílu určit i jeho morfologie a rozložení. Aby bylo možné vyhodnotit rozložení zbytkového austenitu ve struktuře na světelném mikroskopu bylo použito barevné leptání. Při tomto způsobu zvýraznění struktury dojde ke zvýraznění austenitické fáze ve struktuře. Tento typ leptání je složen z dvou kroků. V prvním kroku dojde ke krátkému naleptání 3% Nitalem a ve druhém následuje leptání v 10% vodním roztoku disiřičitanu sodného. Po tomto postupu zůstává zbytkový austenit ve struktuře bílý. Tento postup byl aplikován na všechny vzorky zpracované v experimentálním nástroji.

V případě převážně martenzitických struktur s malým podílem bainitu získaných při kalení do nástroje o RT nebo při výdrži 1 s v nástroji o teplotě 425°C a 450°C (Obr. 69 až 74) byl zbytkový austenit zjištěn zejména v bainitických oblastech podél bainitických latěk. Náznaky byly zjištěny i v martenzitických oblastech.

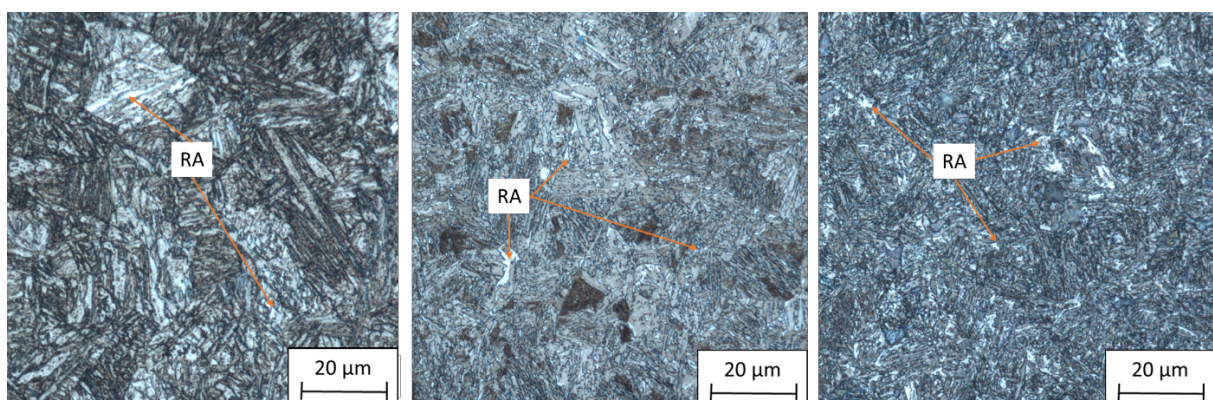
Nárůst podílu zbytkového austenitu byl jasně zřetelný u struktur získaných po zpracování v nástroji o teplotě 425°C s dobou výdrže 5 a 10 minut (Obr. 71 a 72). U těchto struktur došlo k výraznému nárůstu podílu bainitu i k jeho zhrubnutí. Zbytkový austenit se v těchto strukturách vyskytoval ve formě podlouhlých útvarů mezi bainitickými jehlicemi a vyplňoval meziprostor mezi nimi. V těchto meziprostorech byl zjištěn i objemový typ zbytkového austenitu, který v některých případech již obsahoval tzv. M-A složky, tedy částečně transformoval již na martenzit. Tento rozpad probíhal v těchto případech od středu tohoto austenitického útvaru (Obr. 71 a 72).



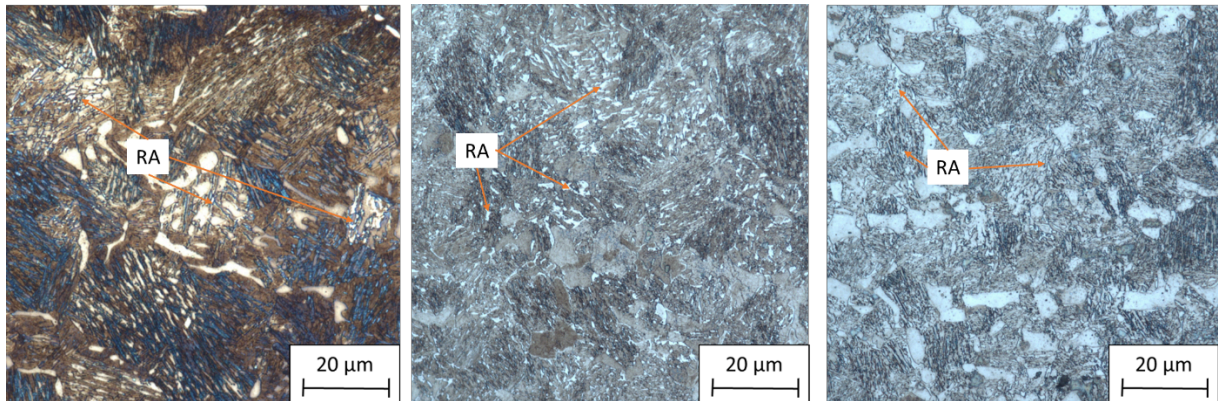
Obr. 69: Struktura materiálu C3Mn1,4Al po barevném leptání, teplota nástroje RT: výdrž 1s (vlevo) a 5s (vpravo)



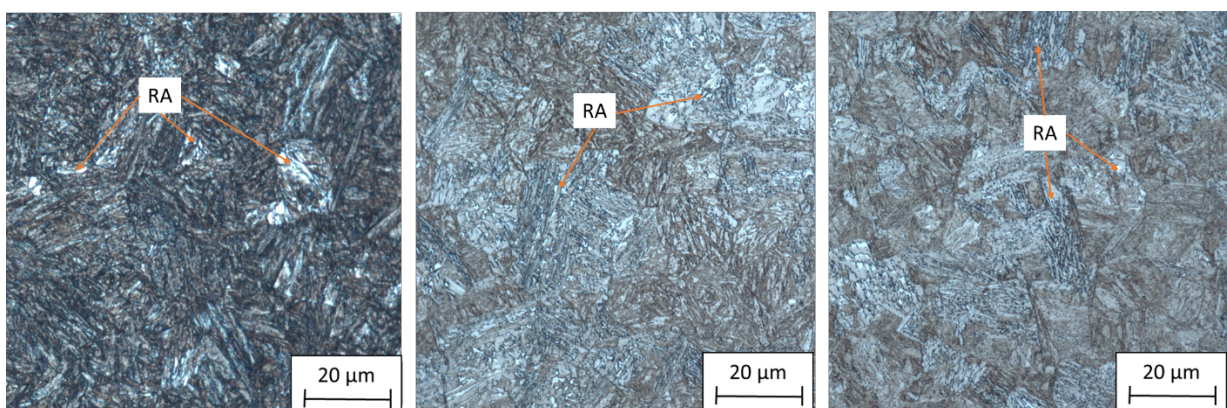
Obr. 70: Struktura materiálů C3Mn2Al po barevném leptání, teplota nástroje RT: výdrž 1s (vlevo) a 5s (vpravo)



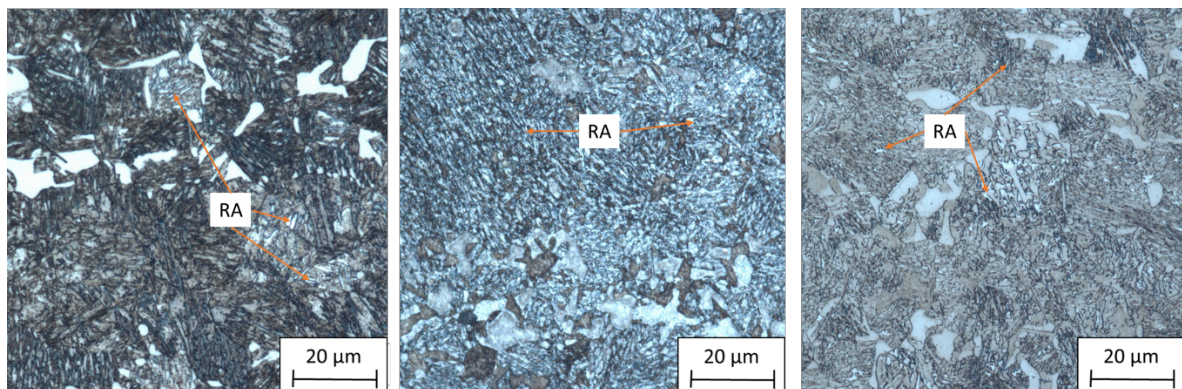
Obr. 71: Struktura materiálu C3Mn1,4Al po barevném leptání, teplota nástroje 425 °C: 1 sekunda (vlevo), 5 minut (uprostřed) a 10 minut (vpravo)



Obr. 72: Struktura materiálu C3Mn2Al po barevném leptání, teplota 425 °C: výdrž 1 sekunda (vpravo), 5 minut (uprostřed), 10 minut (vlevo)



Obr. 73: Struktura materiálu C3Mn1,4Al po barevném leptání, teplota nástroje 450 °C: 1 sekunda (vlevo), 5 minut (uprostřed) a 10 minut (vpravo)



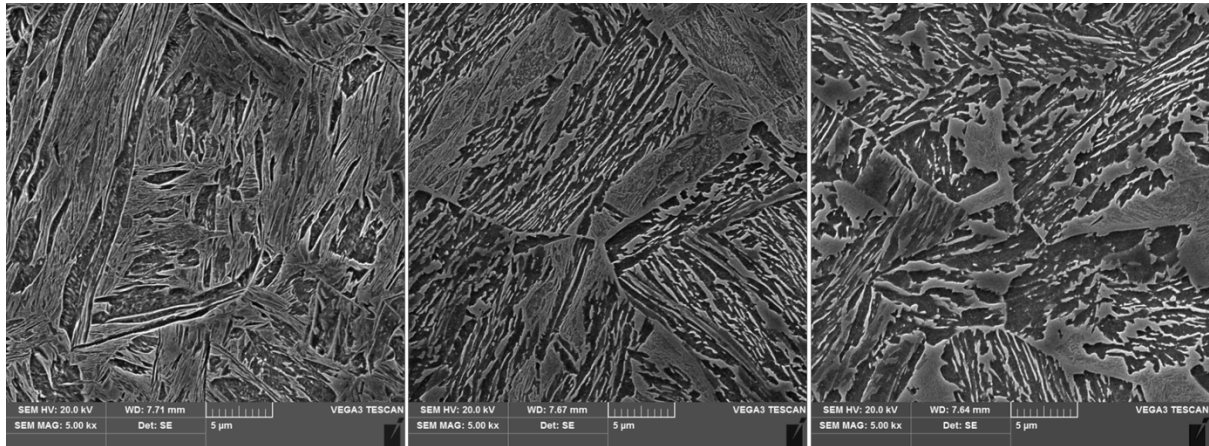
Obr. 74: Struktura materiálu C3Mn2Al po barevném leptání, teplota nástroje 450 °C: 1 sekunda (vlevo), 5 minut (uprostřed) a 10 minut (vpravo)

6.5.3. Řádkovací elektronová mikroskopie

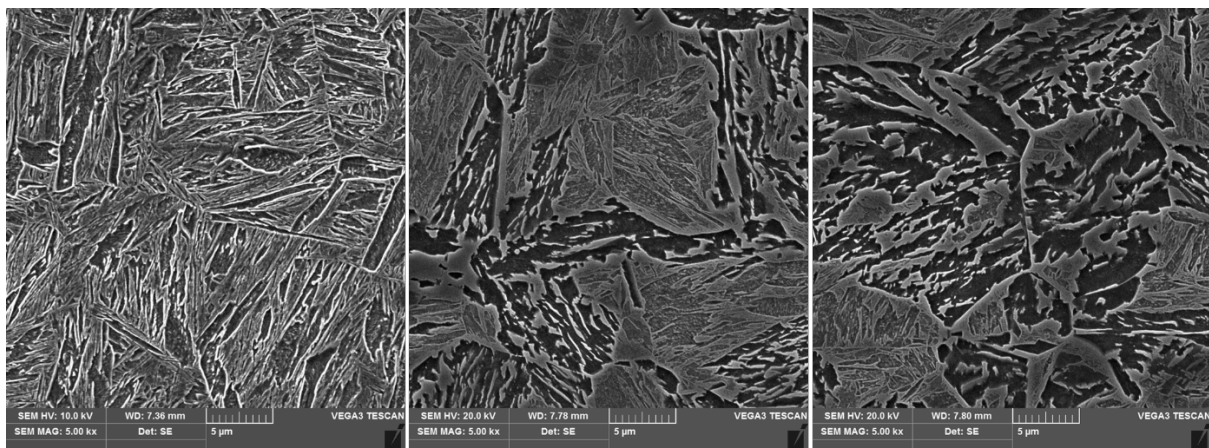
Pro bližší analýzu získaných struktur byla použita i řádkovací elektronová mikroskopie na mikroskopu Tescan Vega 3 s wolframovou katodou H11A. Vzorky byly připraveny standardní metalografickou přípravou a zvýraznění struktury bylo provedeno 3% Nitalem.

V bainitické struktuře se zbytkový austenit vyskytuje jako reliéfní světlé jehlice u všech zkoumaných teplot zpracování a dob výdrží (Obr. 75 - 78). Taktéž je patrný výskyt

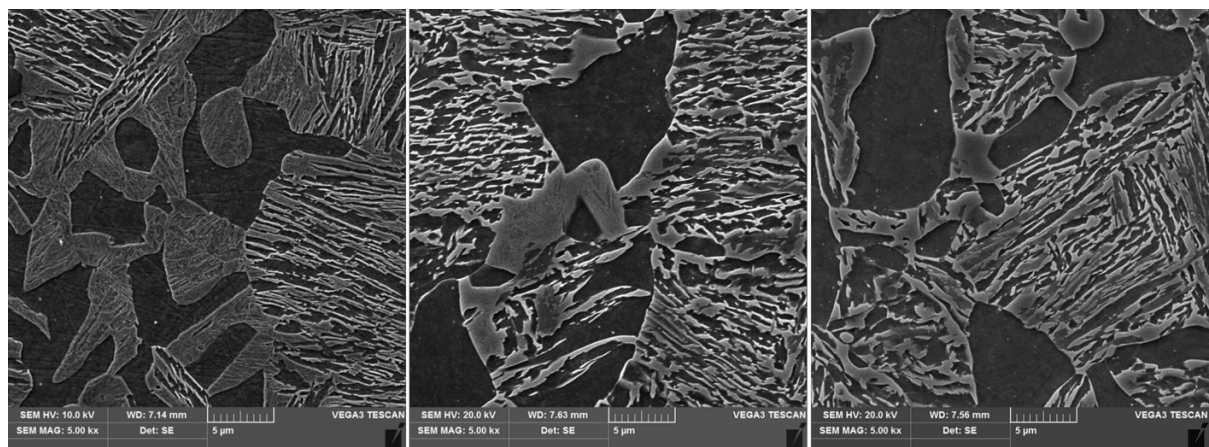
zbytkového austenitu po hranicích martenzitické fáze (M-A složky) (Obr. 75 - 78), kdy se jedná o metastabilní zbytkový austenit, který transformoval na martenzit při vyjmutí plechového přístříhu z nástroje a dochlazení na pokojovou teplotu.



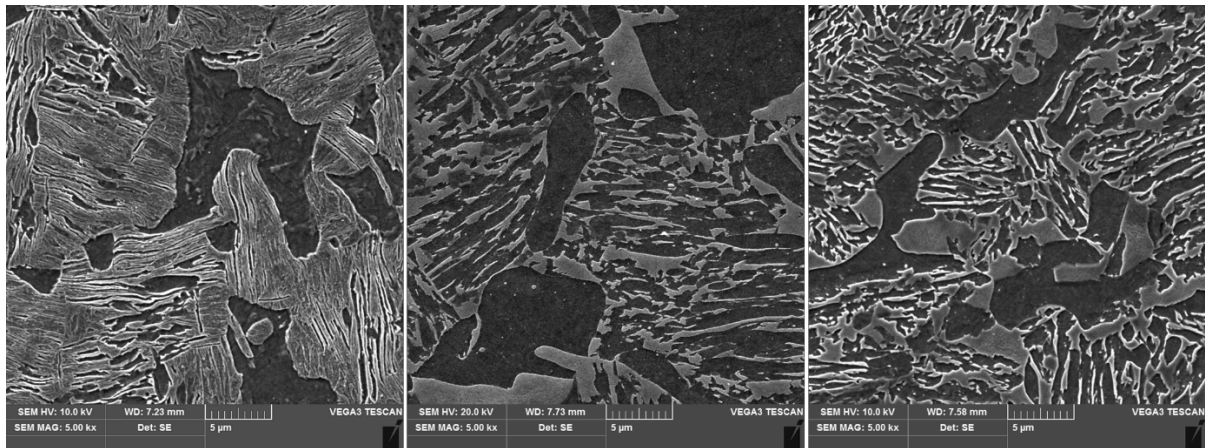
Obr. 75: Vývoj mikrostruktury materiálu C3Mn1,4Al se změnou doby výdrže v nástroji: 1 sekunda (vlevo), 5 minut (uprostřed), 10 minut (vpravo), teplota nástroje 425 °C



Obr. 76: Vývoj mikrostruktury materiálu C3Mn1,4Al se změnou doby výdrže v nástroji: 1 sekunda (vlevo), 5 minut (uprostřed), 10 minut (vpravo), teplota nástroje 450 °C



Obr. 77: Vývoj mikrostruktury materiálu C3Mn2Al se změnou doby výdrže v nástroji: 1 sekunda (vlevo), 5 minut (uprostřed), 10 minut (vpravo), teplota nástroje 425 °C



Obr. 78: Vývoj mikrostruktury materiálu C3Mn2Al se změnou doby výdrže v nástroji: 1 sekunda (vlevo), 5 minut (uprostřed), 10 minut (vpravo), teplota nástroje 450 °C

6.5.4. Rentgenová difrakční fázová analýza

Pro stanovení procentuálního podílu zbytkového austenitu ve struktuře experimentálních materiálů byla provedena difrakční fázová analýza. Měření bylo provedeno na difraktometru AXS Bruker D8 Discover s plošným, pozičně citlivým detektorem HI-STAR a kobaltovou RTG lampou ($\lambda_{K\alpha} = 0,1790307$ nm) (Tab. 9). Měření byla provedena v intervalu difrakčních úhlů $25 \div 105^\circ 2\theta$.

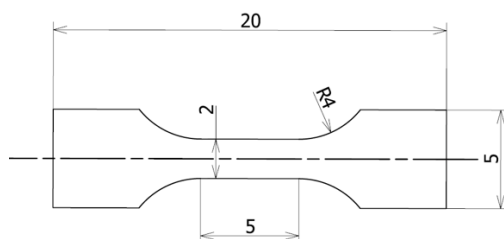
Jak je patrné ze získaných dat, u obou experimentálních materiálů byl podíl zbytkového austenitu okolo 5 %, pokud bylo provedeno kalení do nástroje o RT nebo kalení do nástroje o zvýšené teplotě s dobou výdrže 1 sekunda. Prodloužení doby výdrže z 1 sekundy na 5 a 10 minut při teplotě nástroje 425 °C vedl k výraznému nárůstu podílu zbytkového austenitu ve struktuře pro obě experimentální oceli. Při výdrži 5 minut v nástroji byl podíl zbytkového austenitu téměř 13 %, dalším prodloužením doby výdrže došlo k dalšímu nárůstu podílu zbytkového austenitu na 15,7 % v případě materiálu C3Mn1,4Al a přes 14 % v případě materiálu C3Mn2Al. Při teplotě nástroje 450 °C nebyl tento nárůst podílu zbytkového austenitu zjištěn. Podíl zbytkového austenitu se po výdrži v nástroji 5 minut pohyboval okolo 5-8 % a prodloužení doby prodlevy na 10 minut vedlo k jeho dalšímu poklesu až na hodnoty mezi 2 a 3 %. Takto malý podíl zbytkového austenitu je s největší pravděpodobností způsoben kombinací vyšší teploty a doby výdrže 10 minut, která je příliš dlouhá pro zachování zbytkového austenitu. Při této kombinaci nejspíše difundoval uhlík ze zbytkového austenitu a vytvořil karbidy, které jsou patrné na metalografických výbrusech ze světelné mikroskopie (Obr. 67 a 68). Zároveň při teplotě 450 °C a výdrži 5 a 10 minut došlo k malému zhrubnutí zrna oproti ostatním profilům zpracování.

Tab. 9: Obsah jednotlivých fází změřených pomocí rentgenové difrakční fázové analýzy na experimentálních materiálech

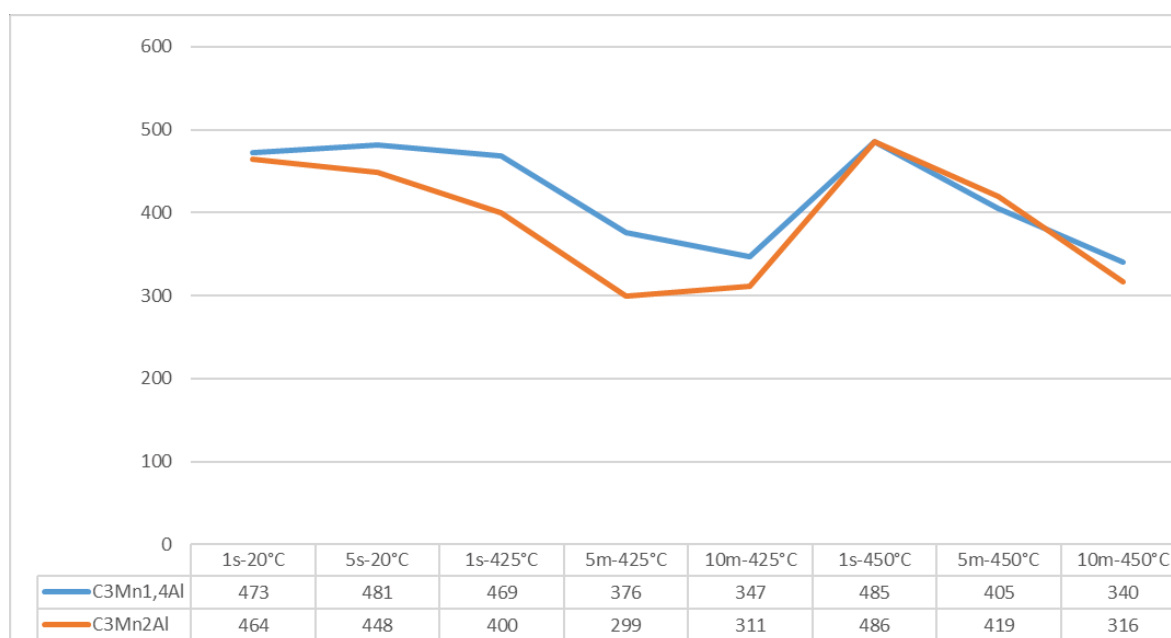
	C3Mn1,4Al		C3Mn2Al	
	BCC-Fe [%]	FCC-Fe [%]	BCC-Fe [%]	FCC-Fe [%]
20°C - 1s	95,1	4,9	94,5	5,5
20°C - 5s	95,4	4,6	93,9	6,1
425°C - 1s	93,7	6,3	91,7	8,3
425°C - 5m	87,3	12,7	87,3	12,7
425°C - 10m	84,3	15,7	85,6	14,4
450°C - 1s	93,6	6,4	94,5	5,5
450°C - 5m	93,2	6,8	91,6	8,4
450 °C - 10m	97,9	2,1	96,9	3,1

6.6. Stanovení mechanických vlastností

Mechanické vlastnosti byly stanoveny zkouškou tahem za pokojové teploty. Vzorky pro zkoušku tahem byly odebrány ze zpracovaných plechových polotovarů ve směru původního válcování a ve směru kolo na směr válcování (90°). Vzhledem k velikosti zpracovaných plechů bylo nutné použít mini tahovou zkoušku, kde rozměry aktivní části jsou 5x2 mm s tloušťkou 1,2 mm (Obr. 79). Výsledky byly doplněny měřením tvrdosti (Obr. 80).



Obr. 79: Výkres mini-tahové zkoušky



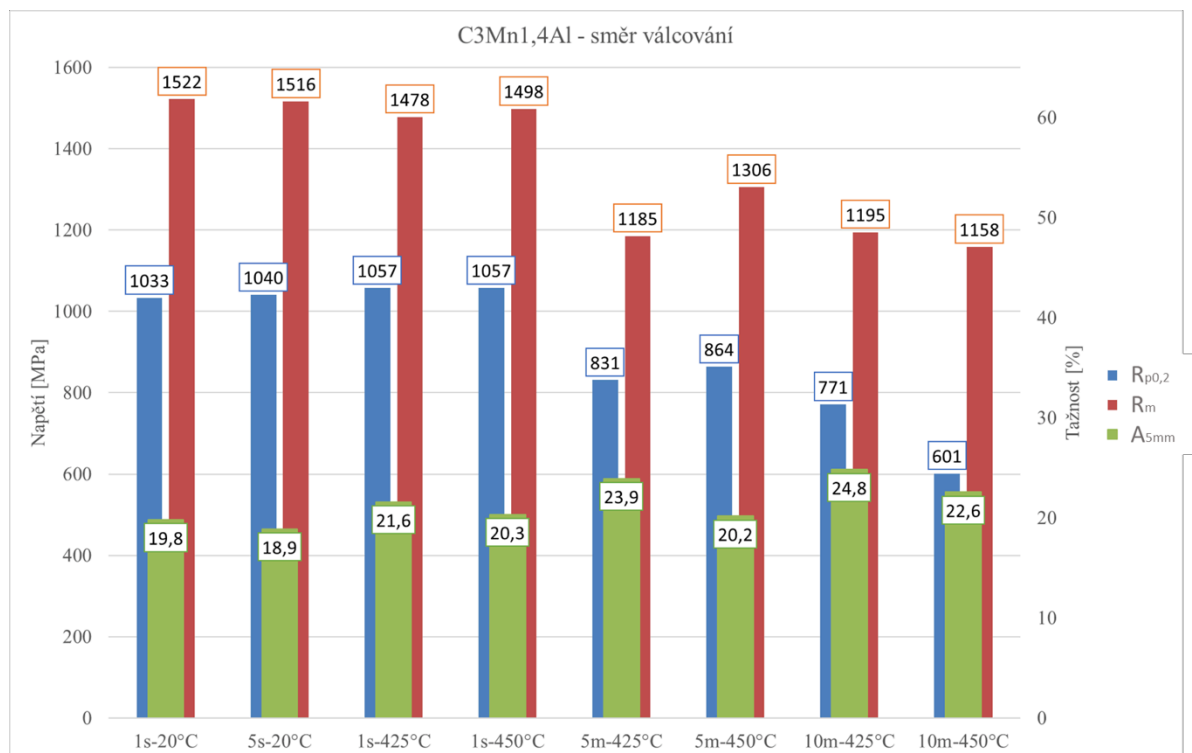
Obr. 80: Tvrdosti zpracovaných materiálů po tepelném zpracování

Po zpracování materiálu C3Mn1,4Al do nástroje o RT a době výdrže 1 sekunda byla získána vysoká hodnota meze pevnosti 1500 MPa s tažností pohybující se okolo 18 %, která odpovídala dosažené martenziticko-bainitické struktuře. Tato hodnota byla získána jak na vzorcích odebraných ve směru válcování, tak kolmo na něj (Obr. 81 a 82). U materiálu s vyšším podílem hliníku C3Mn2Al byla mez pevnosti okolo 1300 MPa s tažností 21 % ve směru válcování a ve směru kolmo k válcování bylo dosaženo tažnosti 15 % (Obr. 83 a 84). Při době výdrže 5 sekund v nástroji o RT se mez pevnosti u materiálu C3Mn1,4Al významně neměnila a zůstala okolo 1500 MPa s neměnnou tažností 18 % i přesto, že ve struktuře došlo k navýšení podílu martenzitu. Navýšení podílu martenzitu se projevilo u druhé experimentální oceli s vyšším podílem hliníku, kde došlo k nárůstu meze pevnosti o téměř 200 MPa na

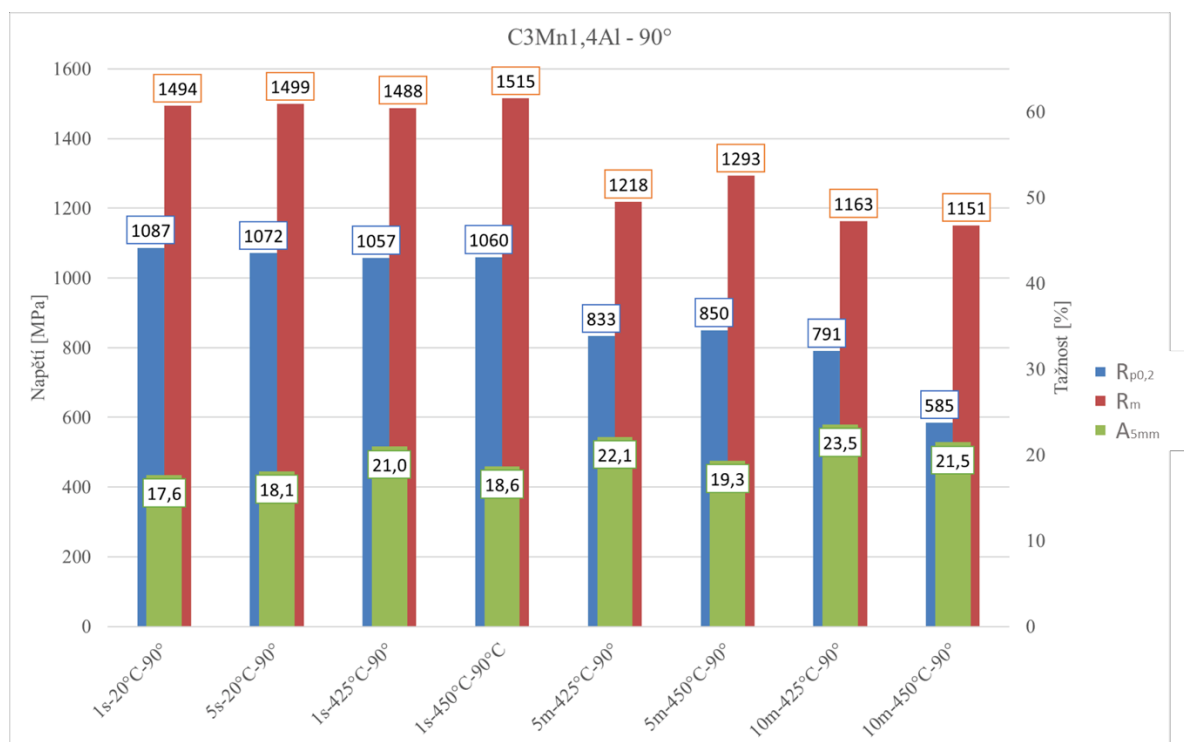
hodnotu 1500 MPa se snížením tažnosti na 18 % v případě směru válcování, v kolmém směru tažnost dosahovala 13 %.

V případě kalení plechů do nástroje vyhřátého na 425°C, které vedlo ke snížení rychlosti ochlazování oproti ochlazování do nástroje o RT, nedošlo v případě výdrže v nástroji 1 s k výrazným změnám v mechanických vlastnostech u materiálu C3Mn1,4Al. Ani malé navýšení bainitické struktury nevedlo k navýšení hodnoty tažnosti, která vzrostla o necelá 2 % na 21 %. Při stejných podmínkách zpracování materiál C3Mn2Al, obsahující taktéž vyšší podíl bainitu, dosahoval meze pevnosti 1400 MPa s tažností okolo 17 %. Při zvýšení doby výdrže na 5 minut, která vedla k tvorbě struktury s vyšším podílem bainitu a výraznému zvýšení podílu zbytkového austenitu v obou materiálech, došlo sice ke snížení meze pevnosti, ale zejména u oceli s vyšším obsahem hliníku k výraznému nárůstu hodnoty tažnosti. V případě materiálu s nižším podílem hliníku mez pevnosti klesla na 1190 MPa s tažností okolo 23 %. U druhého materiálu došlo k poklesu meze pevnosti až na 1090 MPa s tažností téměř 29 %. Prodloužení doby výdrže na 10 minut dále podpořilo tvorbu bainitu a stabilitu většího podílu zbytkového austenitu, což vedlo k malému nárůstu tažnosti bez ovlivnění hodnot meze pevnosti. Materiál C3Mn1,4Al si zachoval mez pevnosti 1190 MPa s mírným růstem tažnosti okolo 24 % oproti kratší výdrži 5 minut. Stejně chování vykázal i druhý materiál s vyšším podílem hliníku se zachováním meze pevnosti 1090 MPa a růstem tažnosti až na hodnoty 31 %.

Materiály zpracovány v nástroji předeřátém na teplotu 450 °C byly ponechány v nástroji stejnou dobu jako při teplotě nástroje 425 °C. Při výdrži 1s materiál C3Mn1,4Al vykazoval velmi podobnou strukturu stejně jako mez pevnosti okolo 1500 MPa s tažností 20 %. Materiál C3Mn2Al při zvýšení teploty doznal pokles meze pevnosti o 100 MPa na 1330 MPa oproti teplotě nástroje 425 °C se stejnou tažností 17 %. S výdrží v nástroji 5 minut došlo u materiálu C3Mn1,4Al na rozdíl od teploty 425°C k navýšení podílu martenzitu ve struktuře, který byl dán hlavně nedostatečnou stabilizací zbytkového austenitu. To bylo potvrzeno i rentgenovou difrakční fázovou analýzou, kdy v případě teploty nástroje 450°C nezpůsobila výdrž na této teplotě navýšení podílu zbytkového austenitu a jeho podíl zůstal stejný jako v případě kalení do nástroje o RT nebo do nástroje o vyšší teplotě bez prodlevy. Tento jev se samozřejmě projevil navýšením hodnoty meze pevnosti na 1300 MPa a došlo také ke snížení hodnoty tažnosti na hodnoty okolo 20 %. K podobnému trendu došlo i u materiálu s vyšším obsahem hliníku, kde došlo k nárůstu meze pevnosti na 1340 MPa s poklesem tažnosti na 20 %. S prodloužením výdrže na 10 minut došlo k zhrubnutí zrn ve struktuře, snížení meze pevnosti a malému zvýšení tažnosti u obou materiálů. Materiál s nižším obsahem hliníku dosahoval meze pevnosti 1150 MPa s tažností 22 %, druhý materiál dosahoval meze pevnosti 1150 MPa s tažností okolo 22 %.



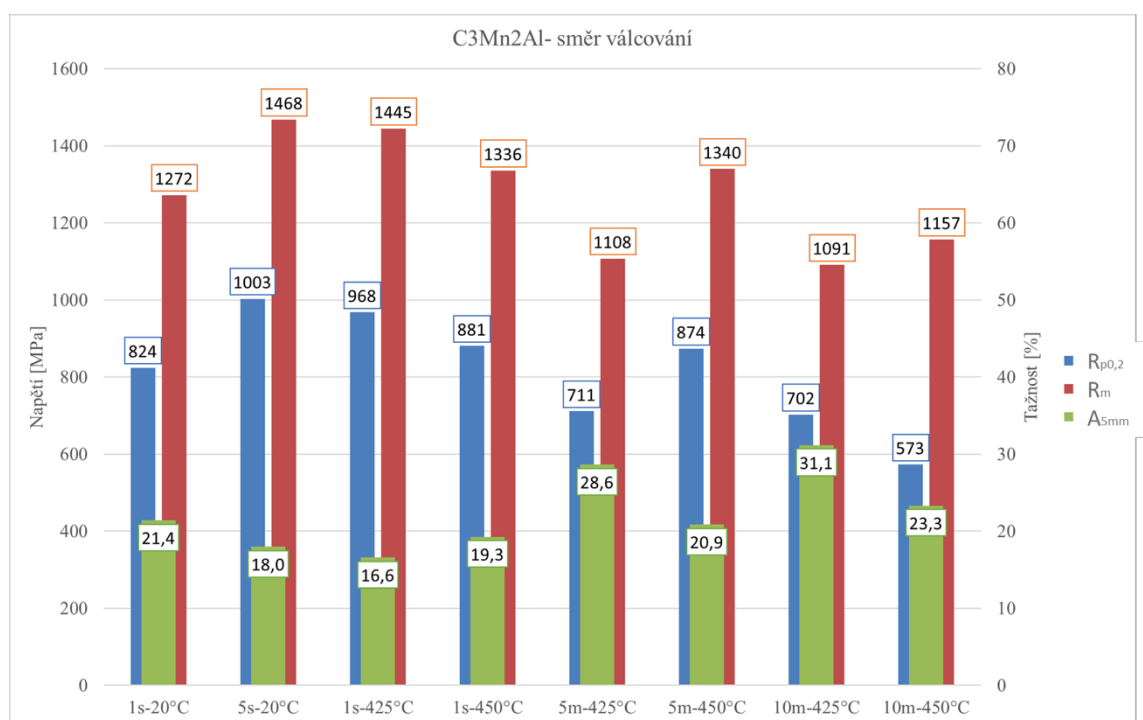
Obr. 81: Hodnoty mechanických vlastností po zkoušce tahem po zpracování v nástroji pro press-hardening u experimentálního materiálu C3Mn1,4Al – směr válcování



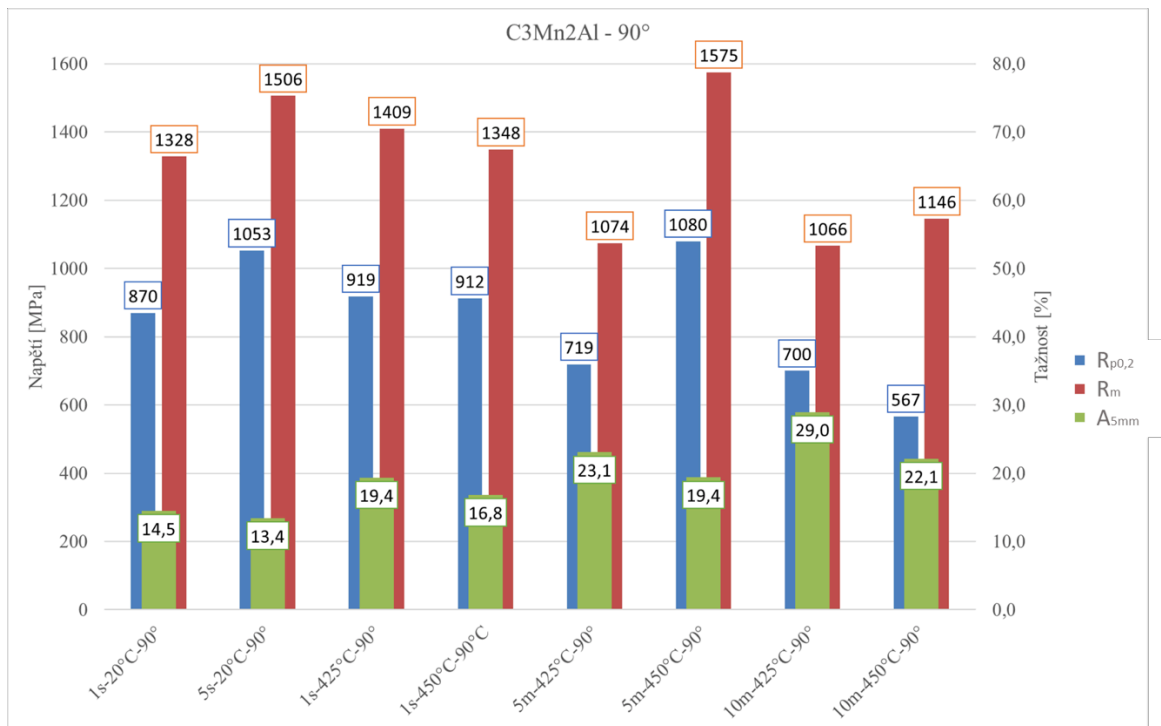
Obr. 82: Hodnoty mechanických vlastností po zkoušce tahem po zpracování v nástroji pro press-hardening u experimentálního materiálu C3Mn1,4Al – směr kolmo na směr válcování

Tab. 10: Hodnoty tahových zkoušek materiálu C3Mn1,4Al

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ směrodatná odchylka	R_m [MPa]	R_m směrodatná odchylka	A_{5mm} [%]	A_{5mm} směrodatná odchylka
1s-20°C	1033	14	1522	11	19,8	0,2
1s-20°C-90°	1087	12	1494	6	17,6	0,3
5s-20°C	1040	12	1516	6	18,9	0,5
5s-20°C-90°	1072	15	1499	9	18,1	0,8
1s-425°C	1057	9	1478	0,3	21,6	2,6
1s-425°C-90°	1057	0,2	1488	10	21,0	0,6
1s-450°C	1057	4	1498	4	20,3	0,5
1s-450°C-90°C	1060	3	1515	4	18,6	0,3
5m-425°C	831	14	1185	0,7	23,9	0,5
5m-425°C-90°	833	15	1218	5	22,1	0,2
5m-450°C	864	2	1306	9	20,2	0,4
5m-450°C-90°	850	3	1293	4	19,3	0,7
10m-425°C	771	7	1195	1	24,8	0,8
10m-425°C-90°	791	3	1163	8	23,5	0,1
10m-450°C	601	8	1158	13	22,6	0,6
10m-450°C-90°	585	2	1151	4	21,5	0,2



Obr. 83: Hodnoty mechanických vlastností po zkoušce tahem po zpracování v nástroji pro press-hardening u experimentálního materiálu C3Mn2Al – směr válcování



Obr. 84: Hodnoty mechanických vlastností po zkoušce tahem po zpracování v nástroji pro press-hardening u experimentálního materiálu C3Mn2Al – směr kolmo na směr válcování

Tab. 11: Hodnoty tahových zkoušek materiálu C3Mn2Al

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ směrodatná odchylka	R_m [MPa]	R_m směrodatná odchylka	A_{5mm} [%]	A_{5mm} směrodatná odchylka
1s-20°C	824	34	1272	49	21,4	1
1s-20°C-90°	870	30	1328	5	14,5	2
5s-20°C	1003	4	1468	3	18,0	0,6
5s-20°C-90°	1053	4	1506	6	13,4	0,2
1s-425°C	968	16	1445	5	16,6	0,1
1s-425°C-90°	919	8	1409	0,3	19,4	5
1s-450°C	881	10	1336	17	19,3	0,2
1s-450°C-90°C	912	0,8	1348	2	16,8	1
5m-425°C	711	6	1108	25	28,6	0,1
5m-425°C-90°	719	4	1074	12	23,1	6
5m-450°C	874	2	1340	2	20,9	0,05
5m-450°C-90°	1080	170	1575	233	19,4	0,6
10m-425°C	702	18	1091	8	31,1	0,5
10m-425°C- 90°	700	1	1066	5	29,0	0,2
10m-450°C	573	6	1157	16	23,3	1
10m-450°C- 90°	567	3	1146	4	22,1	0,1

7. Diskuze výsledků

Cílem práce bylo vyvinout, zkonstruovat a na dvou experimentálních materiálech odzkoušet upravený proces tepelného zpracování pomocí technologie press-hardening. Úprava spočívá v možnosti ohřevu nástroje až na teplotu 500 °C, díky tomu může být proveden profil tepelného zpracování, který je požadovaný pro zpracování vícefázových vysokopevných ocelí.

Pro vývoj technologie zpracování plechových přístřihů byly navrženy dva experimentální materiály C3Mn1,4Al a C3Mn2Al s rozdílným obsahem hliníku ve struktuře. Jedná se o materiály spadající do kategorie třetí generace vícefázových vysokopevných ocelí. V prvopočátku experimentu bylo třeba provést některé procedury, které vyžadovaly materiál v podobě překovaných a vyžíhaných tyčí, ale zároveň byly experimentální materiály dodány ve stavu válcovaném plechu s tloušťkou $1,8 \pm 0,1$ mm.

Při výrobě samotných tyčí kruhového průřezu bylo možné pozorovat první rozdíly mezi experimentálními materiály. Materiál C3Mn1,4Al (s nižším obsahem hliníku) bylo nemožné kovat na kovací teplotu 1150 °C, kdy se tvořily hluboké trhliny už při prvním úběru. Zároveň během kování s čtvrtek ingotů odpadávaly celistvé okuje o velikosti až 15 centimetrů. Až po snížení kovací teploty o 100 °C na 1050 °C bylo možné materiál C3Mn1,4Al překovat s přetrvávajícími trhlinami při úběrech. Druhý materiál se zvýšeným obsahem hliníku takového chování nevykazoval a překování na tyče kruhového průřezu bylo bezproblémové.

Výchozí stavy experimentálních materiálů C3Mn1,4Al a C3Mn2Al vykazovaly po žíhání rozdílnou mikrostrukturu. U obou materiálů se vyskytoval ve struktuře bainit a martenzit. Rozdílem byl výskyt volného feritu ve struktuře materiálu s vyšším podílem hliníku. Hodnoty meze pevnosti dosahovaly stejných hodnot jak v provedení tyčového polotovaru, tak jako plechových polotovarů. Rozdílem byla tažnost, kdy u plechových polotovarů byla tažnost nižší o 3 % oproti tyčím o kruhovém průřezu. Rozdíl v tažnosti je pravděpodobně dán jinou metodou zpracování polotovarů, kdy i při normalizačním vyžíhání experimentálních materiálů v podobě plechů nedošlo k úplnému navrácení původních mechanických vlastností.

Pro zpracování ocelí třetí generace novou inovativní technologií bylo třeba navrhnout vyhřívaný nástroj pro získání vícefázové struktury. Výsledkem byl nástroj pro zpracování plechů z vysokopevných ocelí skládající se ze čtyř částí, dvou pracovních hranolů, které byly vyhřívané pomocí topných patron, a dvěma výměnnými deskami vybavenými drážkami pro termočlánky. Termočlánky zaznamenávaly průběh zpracování jak v nástroji, tak na zakládaném vzorku. Během experimentu docházelo k relativně malým teplotním změnám v rámci až 20 °C na měřených místech. Tento jev je jednak dán prostředím (ocelí nástroje), ale také samotnými elektronickými řídicími členy. Během měření na vzorku ovšem nedocházelo k významným změnám teplot v průběhu zpracování v nástroji. Rozdíly teplot od ustálení teploty v nástroji po zakalení až do proběhnutí časového intervalu pro daný režim byly v řádech jednotek stupňů Celsia.

Taktéž byla provedena simulace ohřevu nástroje pro stanovení nejlepšího umístění topných patron vzhledem k pracovní ploše nástroje. Jako nejvhodnější varianta byla zvolena rozteč topných patron 70 mm se vzdáleností od pracovní plochy 40 mm vzhledem k nejvíce homogennímu teplotnímu poli.

Jako první byla odzkoušena teplota austenitizace. Vzorky z experimentálních ocelí byly v peci ohřaty na teploty 900 až 1200 °C s dobou výdrže 30 minut s následným kalením ve vodě. Cílem bylo stanovit vhodnou teplotu ohřevu. Z výsledků je zřejmé, že vhodná teplota austenitizace je 950 °C díky výskytu pouze martenzitické struktury v metalografickém výbrusu.

Dále byl zjišťován vliv rychlosti ochlazování. Experiment byl proveden na tyčových polotovarech v peci. Po ohřevu na teplotu 1000 °C byly vzorky kaleny do soli ohřáté na 360 °C a poté byla provedena izotermická výdrž v peci při teplotách 400, 425 a 450 °C s dobou výdrže 15, 30 a 60 minut. Z dat získaných během měření byla rychlost ochlazování stanovena na 35 °C/s. Získané struktury byly bainiticko-martenzitické a ve struktuře nedocházelo k výskytu nežádoucích strukturních složek jako je perlit. Dále byla zjišťována rychlost ochlazování v případě kalení do nástroje o pokojové teplotě. Na základě dat získaných z termočlánků byla tato rychlost stanovena na 60 °C/s, což je dáno jiným kalícím prostředím, kdy ocel má na rozdíl od soli vyšší koeficient odvodu tepla.

V posledním kroku experimentálního programu došlo k odzkoušení reálného nástroje pro press-hardening, který byl připevněn do hydraulického lisu. Byly zvoleny tři různé teploty nástroje: RT, 425°C a 450°C a tři různé doby výdrže v nástroji 1s, 5 min a 10 minut.

Po tomto zpracování došlo k pozorování rozdílného chování materiálů s různým obsahem hliníku jako legujícího prvku. Vzhledem k podílu legujících prvků v materiálu C3Mn2Al, hlavně kombinací legujících prvků hliníku (2 hm. %), křemíku (0,5 hm. %) a manganu (3 hm. %), bylo nereálné docílit čistě austenitické struktury při aplikování teplotního profilu zpracování vzhledem ke krátké době výdrže (20 minut) na teplotě austenitizace .

Metalografie na vzorcích ze zpracovaných plechů odpovídala požadované struktuře vícefázových vysokopevných ocelí v obou materiálech. Pomocí barevného leptání sloužící pro zvýraznění zbytkového austenitu bylo pozorováno, že zbytkový austenit se vyskytuje hlavně v bainitické struktuře a M-A složkách u všech průběhů zpracování u obou experimentálních materiálů. Prodlužující se dobou prodlevy na 5 a 10 minut při teplotě nástroje 425°C se zvyšoval podíl zbytkového austenitu stejně jako i podíl bainitu, což vedlo ke zvýšení tažnosti a poklesu meze pevnosti. Při dalším zvýšení až na teplotu 450 °C výrazně poklesl podíl zbytkového austenitu a narostl podíl martenzitu, což vedlo k poklesu tažnosti. Ve struktuře byl při těchto parametrech zpracování objeven také výskyt hrubších karbidů oproti ostatním režimům zpracování.

Při porovnání získaných výsledků se dá konstatovat, že zvýšený obsah hliníku ovlivňuje širokou škálu vlastností. Materiál C3Mn2Al se méně okují při zpracování, struktura obsahuje volný ferit. Taktéž se mírně snížila mez pevnosti v řádech desítek až stovky MPa se zvýšením tažnosti v řádech jednotek procent při delších dobách výdrže v předehřátém nástroji na vhodnou teplotu. Upravená technologie press-hardening s ohřevem nástroje se projevila jako vhodná pro zpracování s výsledkem vícefázové mikrostruktury s podílem zbytkového austenitu vzhledem k teplotě nástroje a době setrvání polotovaru v nástroji.

8. Závěr

Cílem práce bylo vyvinutí a odzkoušení technologie zpracování moderních, vícefázových vysokopevných ocelí třetí generace. Třetí generace vysokopevných ocelí představují novou skupinu těchto ocelí a kombinuje více metod zpevňování, mezi které patří i tzv. TRIP a TWIP efekt. Tím je možné dosahovat velmi vysokých mechanických vlastností s vysokými hodnotami tažnosti.

Pro technologii byl navrhnout, vyroben a odzkoušen speciální nástroj na základě stávajících poznatků o technologii press-hardening, která se používá pro zpracování vysokopevných martenzitických ocelí. Jedná se o tzv. "kalení v zápustce". Pro zpracování moderních vysokopevných ocelí byl tento nástroj upraven vyhříváním, které umožňuje dodržovat potřebné teplotní profily během ochlazování.

V tomto nástroji došlo k odzkoušení různých variant tepelného zpracování dvou vícefázových vysokopevných ocelí s obsahem manganu 3% a lišící se obsahem hliníku: C3Mn1,4Al s obsahem hliníku 1,4 % a C3Mn2Al s obsahem uhlíku 2 %. V případě kalení do nástroje o RT nebo do předehřátého nástroje bez výdrže byly získány meze pevnosti okolo 1500 MPa s tažnostmi přes 20%. V případě vložení prodlevy v předehřátém nástroji na 425°C došlo ke stabilizaci až 15% zbytkového austenitu a bylo možné dosahovat tažností okolo 25% u oceli s obsahem hliníku 1,4% a až 30% u oceli s obsahem hliníku 2%.

Poznatky získané v této práci budou sloužit jako vstupní parametry pro komplexnější experiment, zahrnující tepelně-mechanické zpracování přímo v nástroji.

Zdroje

- [1] TAMARELLI, C. M., *AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications*, [online], 2011. [cit. 4.11.2018]
<https://www.autosteel.org/~media/Files/Autosteel/Research/AHSS/AHSS%20101%20-%20The%20Evolving%20Use%20of%20Advanced%20High-Strength%20Steels%20for%20Automotive%20Applications%20-%20lr.pdf>.
- [2] KEELER, S., MENANCHEM, K., MOONEY, P.J., *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0*, [online], 2017. [cit. 4.11.2018]
<https://www.worldautosteel.org/downloads/599700/>.
- [3] BILLUR, E., TAYLAN., A., *Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part I*, STAMPING journal, [online], 2013, [cit. 10.11.2018]
https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S_FormingAHSS/664-1.pdf.
- [4] BILLUR, E., DYKEMAN, J., ALTAN, T., *Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part II*, STAMPING journal, [online], 2014, [cit. 10.11.2018]
https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S_FormingAHSS/664-2.pdf.
- [5] BILLUR, E., ALTAN, T., *Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part III*, STAMPING journal, [online], 2014, [cit. 10.11.2018]
https://ercnsm.osu.edu/sites/ercnsm.osu.edu/files/uploads/S_FormingAHSS/664-3.pdf.
- [6] *Targeted AHSS properties*, [online], [cit. 10.11.2018],
<https://nanosteelco.com/products/sheet-steel/targeted-properties/>.
- [7] *20 Years of Automotive Steel Contributions*, [online], [cit. 20.11.2018],
<https://www.worldautosteel.org/20-years-of-automotive-steel-contributions/>.
- [8] *Steel heat treatment: metallurgy and technologies*, druhá edice, ISBN-13: 978-0-8493-8455-4.
- [9] LANGMAJEROVÁ, D., *Termomechanické zpracování vícefázových vysokopevných ocelí*, disertační práce, Plzeň 2013.
- [10] JIRKOVÁ, H., *Vliv termomechanického zpracování s inkrementálními deformacemi na vlastnosti TRIP ocelí*, první vydání, Grada Publishing, Praha 2012, ISBN 978-80-247-4292-2.

- [11] ZHAO, J. Z., DE, A.K., De COOMAN, B.C., *Formation of the Cottrell Atmosphere during Strain aging of Bake-Hardenable Steels*, Metalurgical and materials transactions A, 2001, vol. 32A.
- [12] JONES, L., KNOX, E., THOMAS, G. L., ERSKINE, W. J., *High Strength Hot Rolled Cmn and CmnSi steels: Processing, Properties and Performance*, Thermomechanical Processing of Steels konference, 2000.
- [13] *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2017, ISBN: 978-0-08-100638-2.
- [14] BHADESHIA, H. K. D. H., *Bainite in steels*, 2. vydání, London: Institute of Materials, 2001, ISBN 1-86125-112-2.
- [15] GARCIA – MATEO, C., CABALLERO, F. G., BHADESHIA, H. K. D. H., *Low Temperature Bainite*, Journal de Physique IV., 2003, vol. 112, s. 285-288.
- [16] ŽÁČEK, O., KLIBER, J., MAN, O., *Hodnocení vlivu parametrů termomechanického zpracování na mechanické a mikrostrukturní vlastnosti TRIP ocelí*, METAL 2005, Hradec nad Moravicí: TANGER, s.r.o., Ostrava 2005, přednáška č. 165.
- [17] BLECK, W., *Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels*, Proceedings of International Conference on TRIP – Aided High Strength Ferrous Alloys, Belgium, 2002.
- [18] DE COOMAN, B.C., *Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite*, Current opinion in Solid State and Materials Science 8, 2004, s. 285-303.
- [19] ZHU, B., et. al., *Combined hot stamping and Q&P processing with a hot air partitioning device*, Journal of Materials Processing Technology, vol. 262, 2018, s. 392-402.
- [20] NEUGEBAUER, R., et. al., *Press hardening - An innovative and challenging technology*, Archives of civil and mechanical engineering 12, 2012, s. 113-118.
- [21] KARBASIAN, H., TEKKAYA, A.E., *A review on hot stamping*, Journal of Materials Processing Technology 210, 2010, s. 2103-2118.
- [22] *Prediction of Ac3 and Martensite start temperatures by a data-driven model selection approach*, ISIJ International, vol. 57 (2017), No. 12, pp. 2229-2236.
- [23] *Počítačová simulace a modelování v materiálovém inženýrství*, [online], [cit. 3.4.2019], http://katedry.fmfi.vsb.cz/Opory_FMFI/637/637-Simulace.pdf

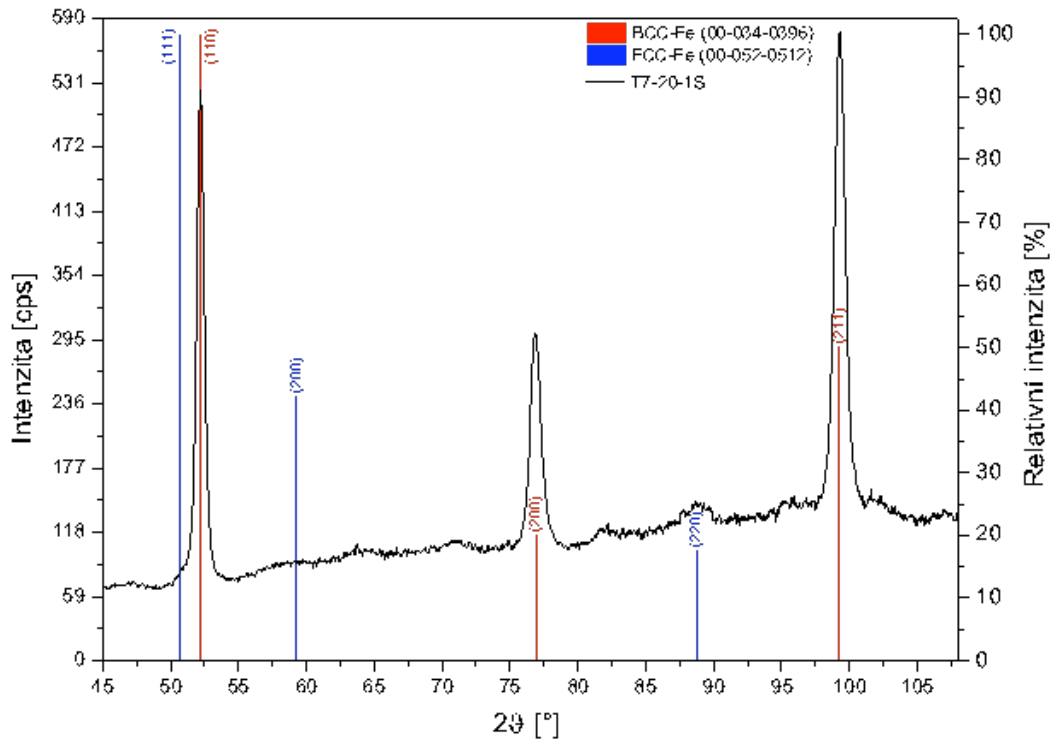
- [24] VRTÁČEK, J., et. al., *Návrh nástroje pro zpracování plechů z vysokopevných ocelí*, KOVÁRENSTVÍ 2018/65, 3. mezinárodní vědecká konference PING 2018 Moderní trendy tepelného a termomechanického zpracování kovů, Plzeň 2018, s. 42-45.
- [25] Dörrenberg Edelstahl, Materiálový list X40CrMoV5-1, [online], [cit. 31.3.2019], https://www.doerrenberg.de/uploads/tx_c1x1downloads/1.2344_en.pdf.

Seznam příloh

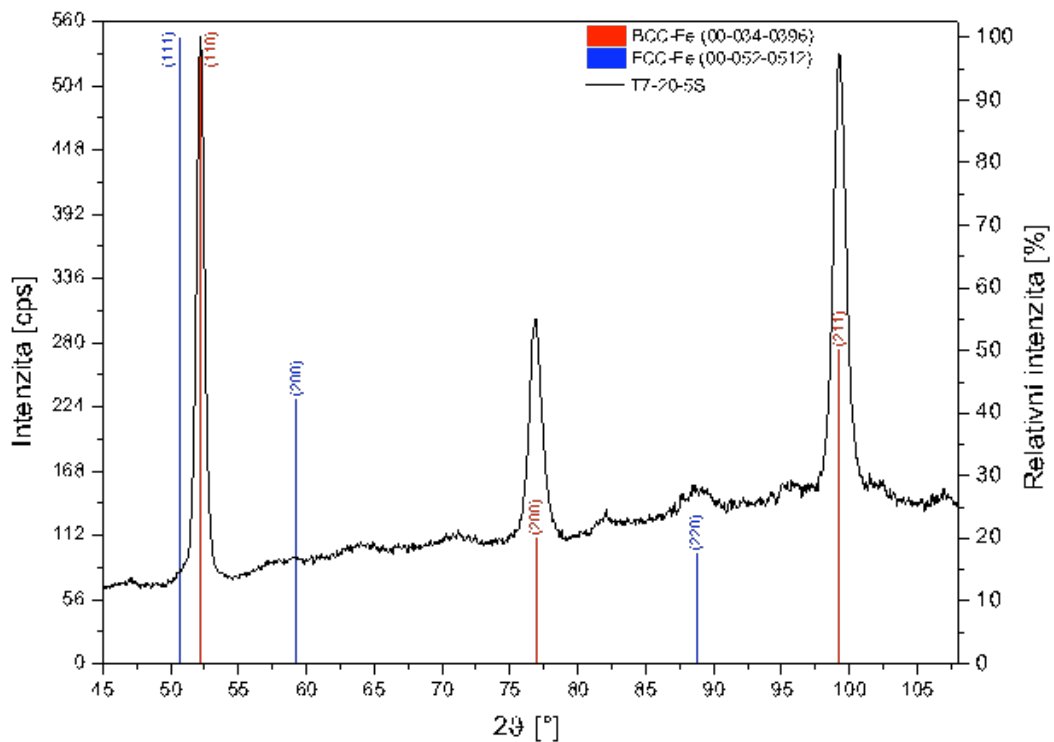
Příloha 1: Difraktogramy z rentgenové difrakční analýzy provedené po tepelném zpracování experimentálních ocelí

PŘÍLOHA č. 1

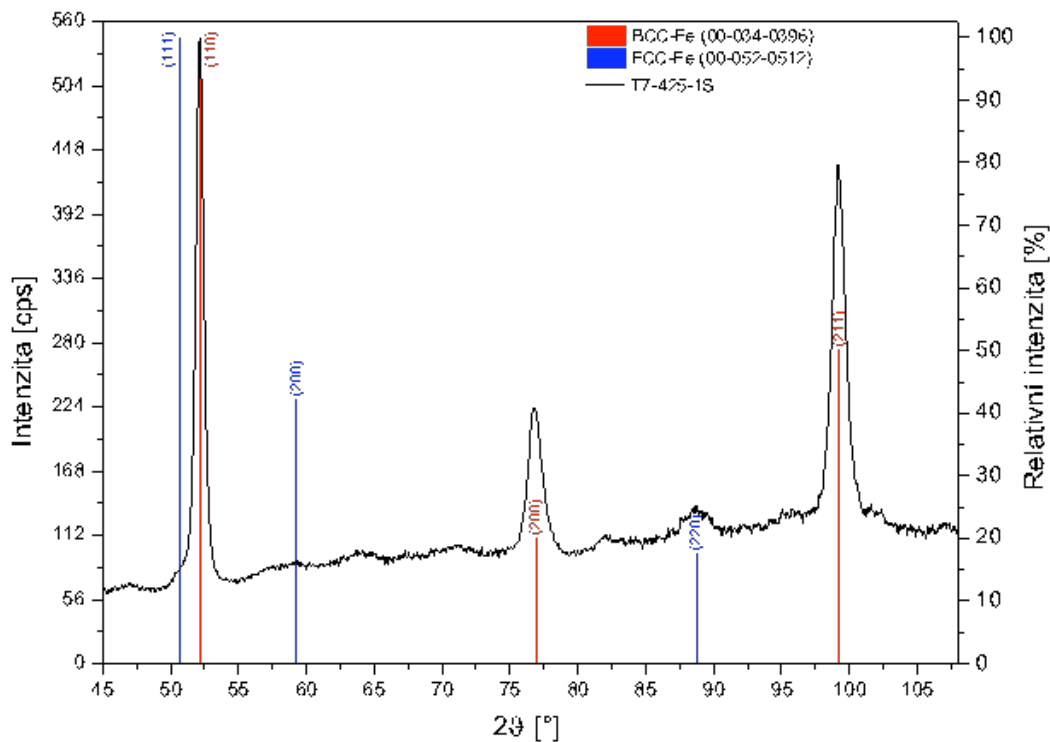
**Difraktogramy z rentgenové difrakční analýzy provedené po
tepelném zpracování experimentálních materiálů**



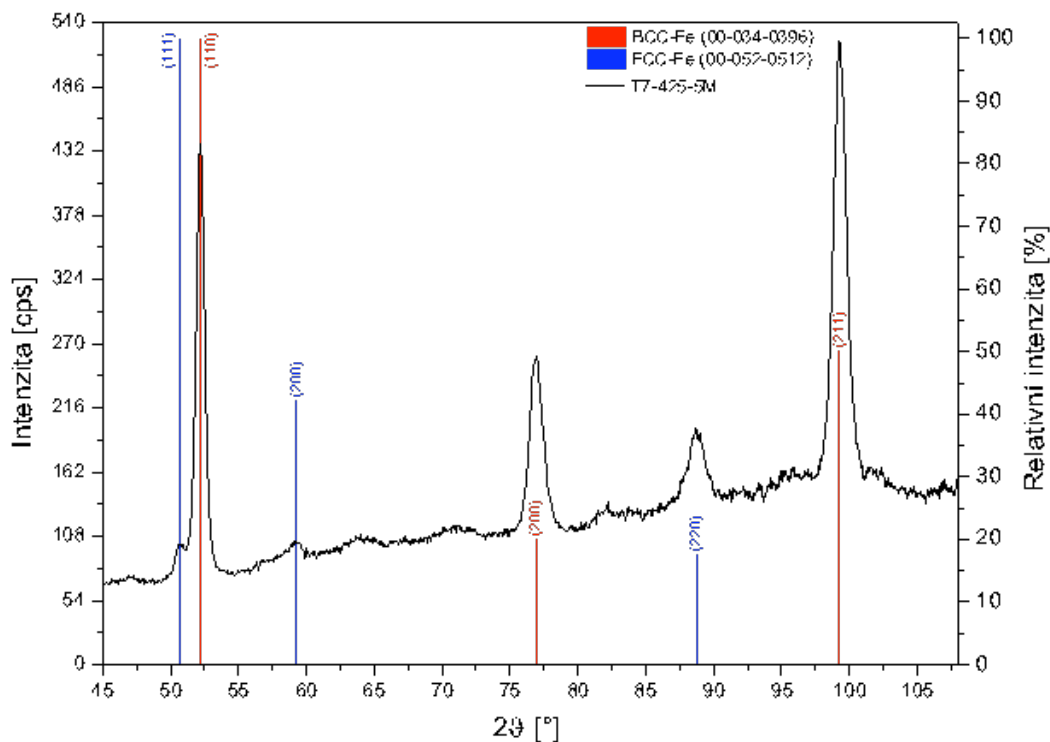
Obr. 1: Difraktogram vzorku C3Mn1,4Al - 20 °C - 1 sekunda s identifikovanými fázemi



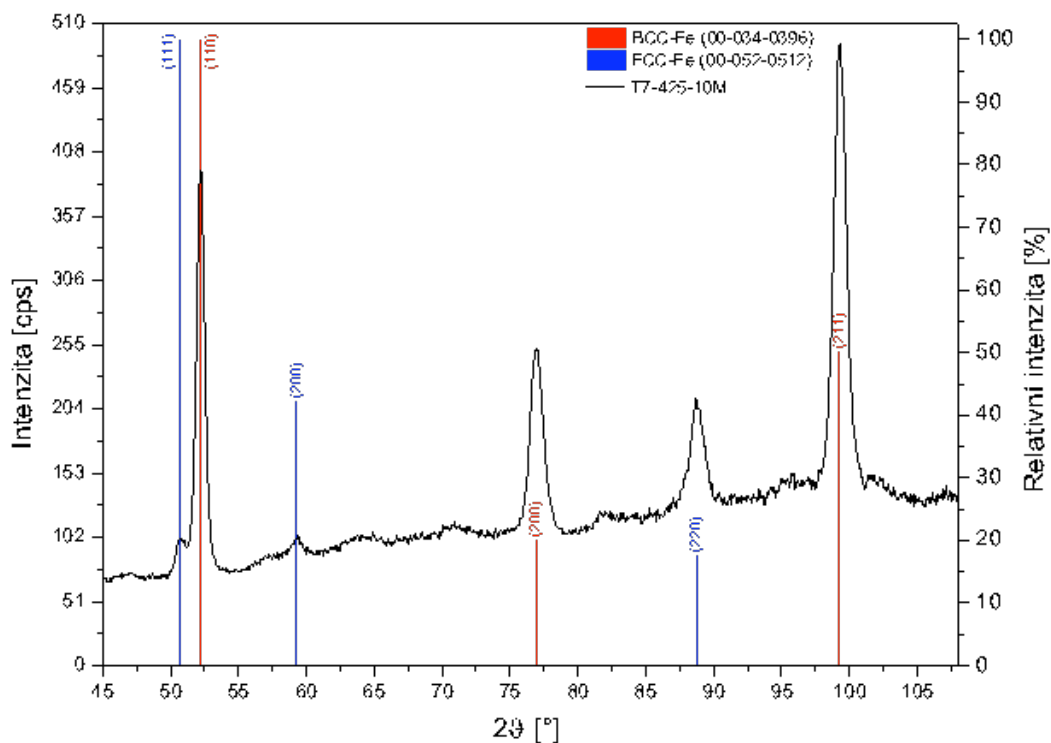
Obr. 2: Difraktogram vzorku C3Mn1,4Al - 20 °C - 5 sekund s identifikovanými fázemi



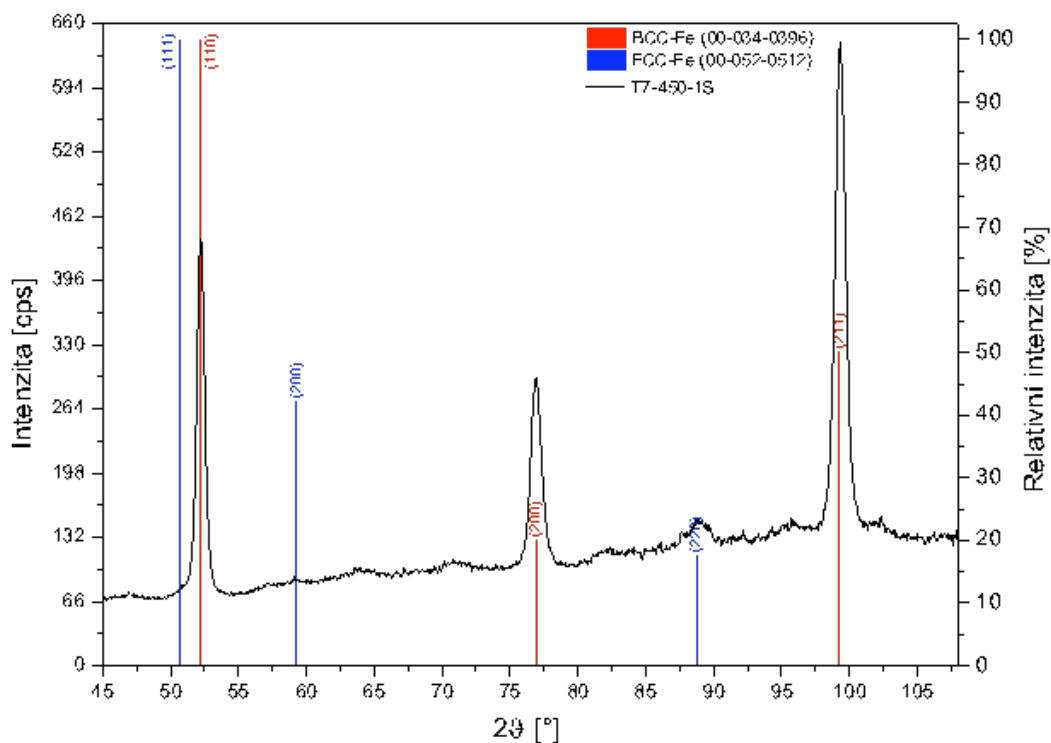
Obr. 3: Difraktogram vzorku C3Mn1,4Al - 425 °C - 1 sekunda s identifikovanými fázemi



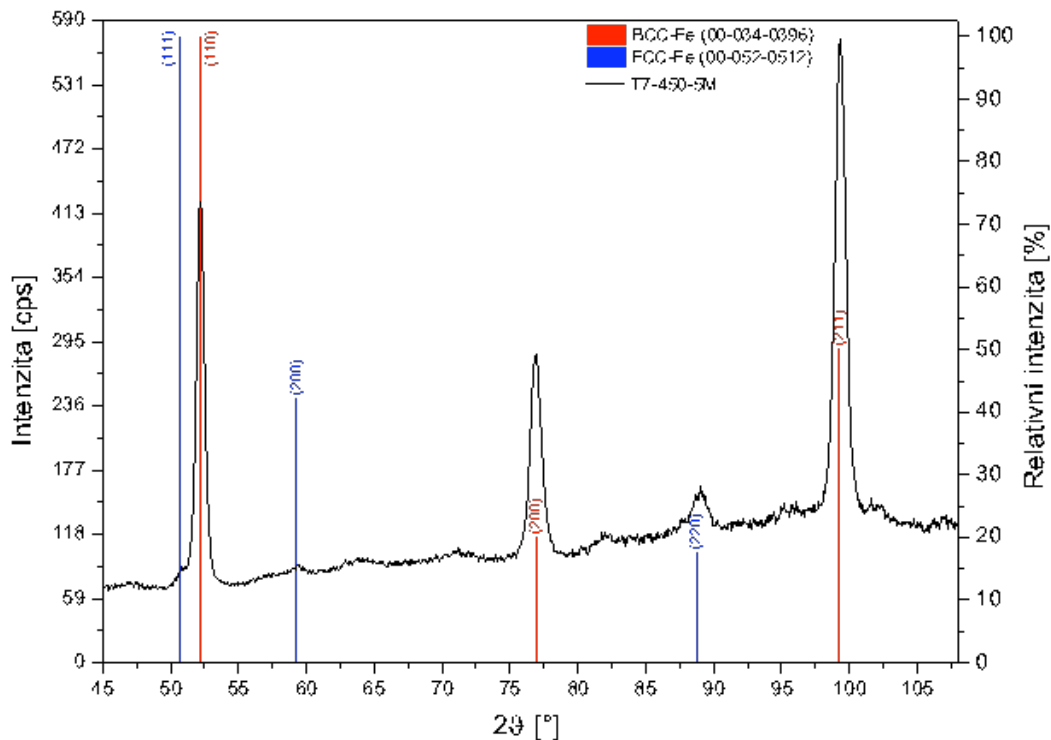
Obr. 4: Difraktogram vzorku C3Mn1,4Al - 425 °C - 5 minut s identifikovanými fázemi



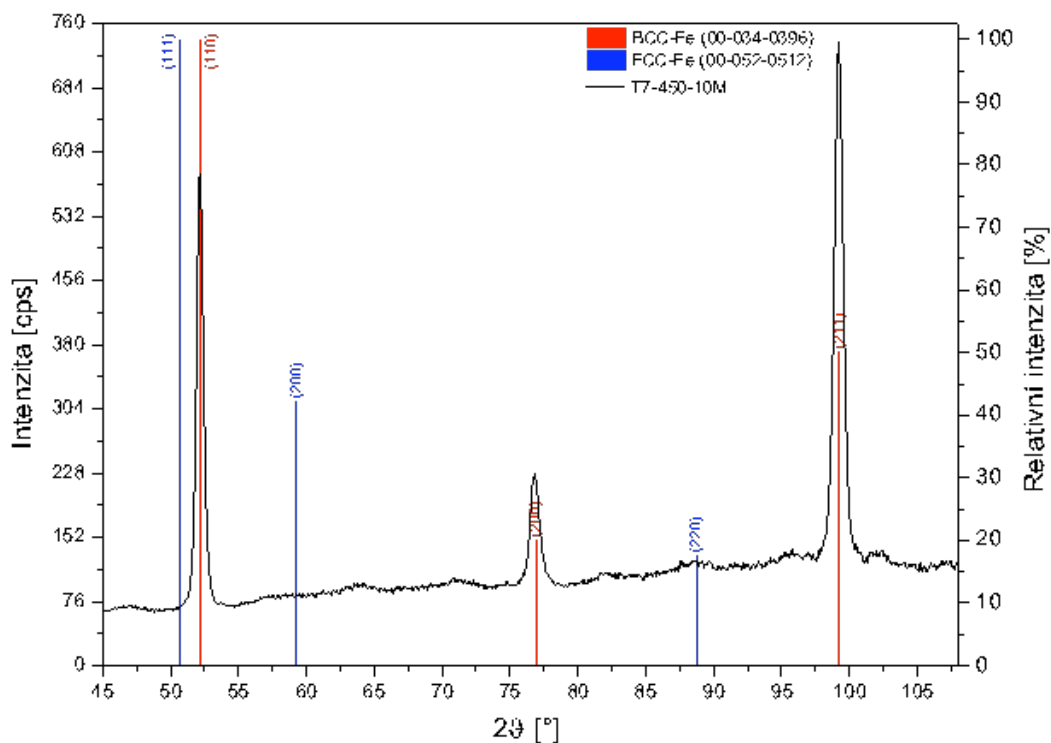
Obr. 5: Difraktogram vzorku C3Mn1,4Al - 425 °C - 10 minut s identifikovanými fázemi



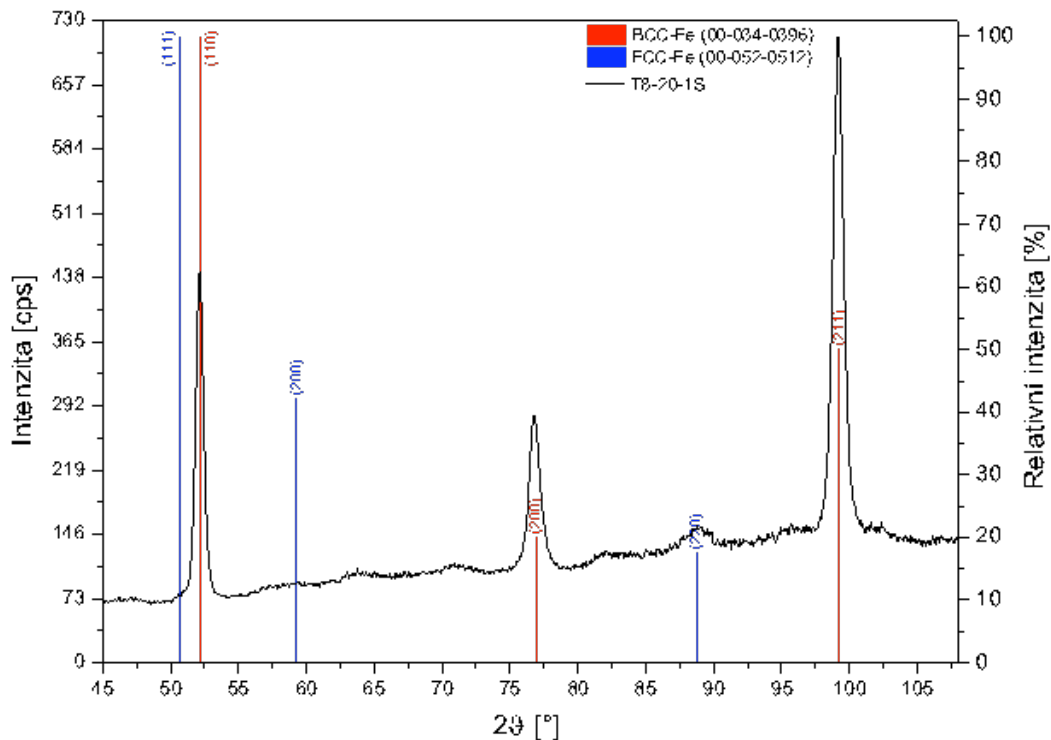
Obr. 6: Difraktogram vzorku C3Mn1,4Al - 450 °C - 1 sekunda s identifikovanými fázemi



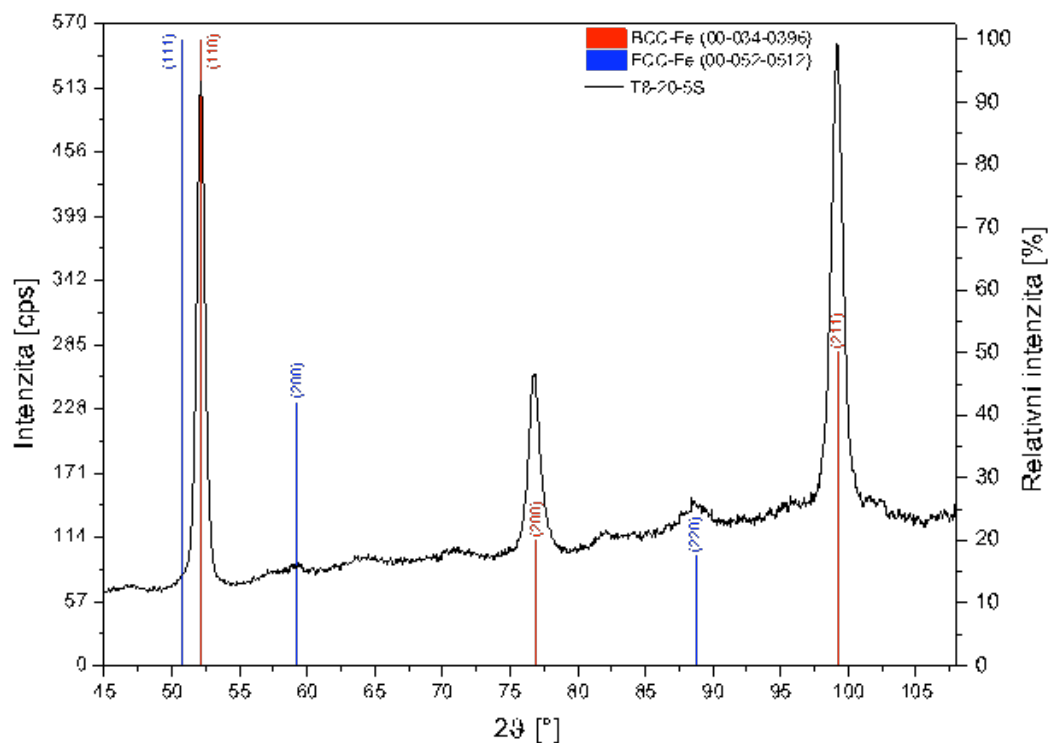
Obr. 7: Difraktogram vzorku C3Mn1,4Al - 450 °C - 5 minut s identifikovanými fázemi



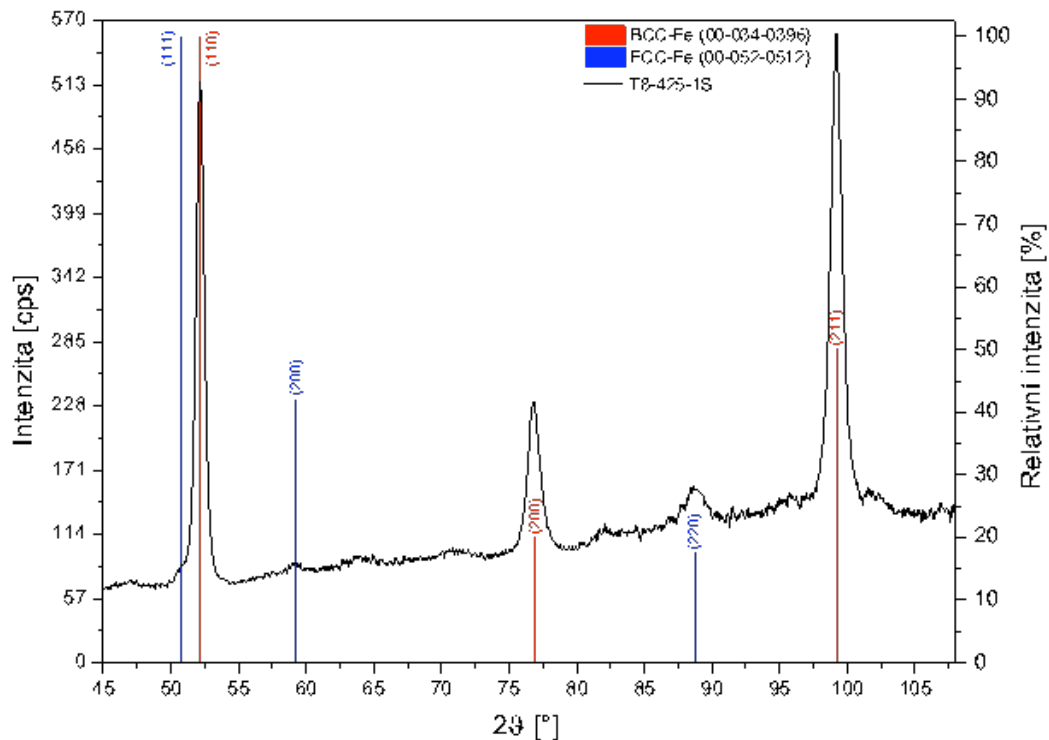
Obr. 8: Difraktogram vzorku C3Mn1,4Al - 450 °C - 10 minut s identifikovanými fázemi



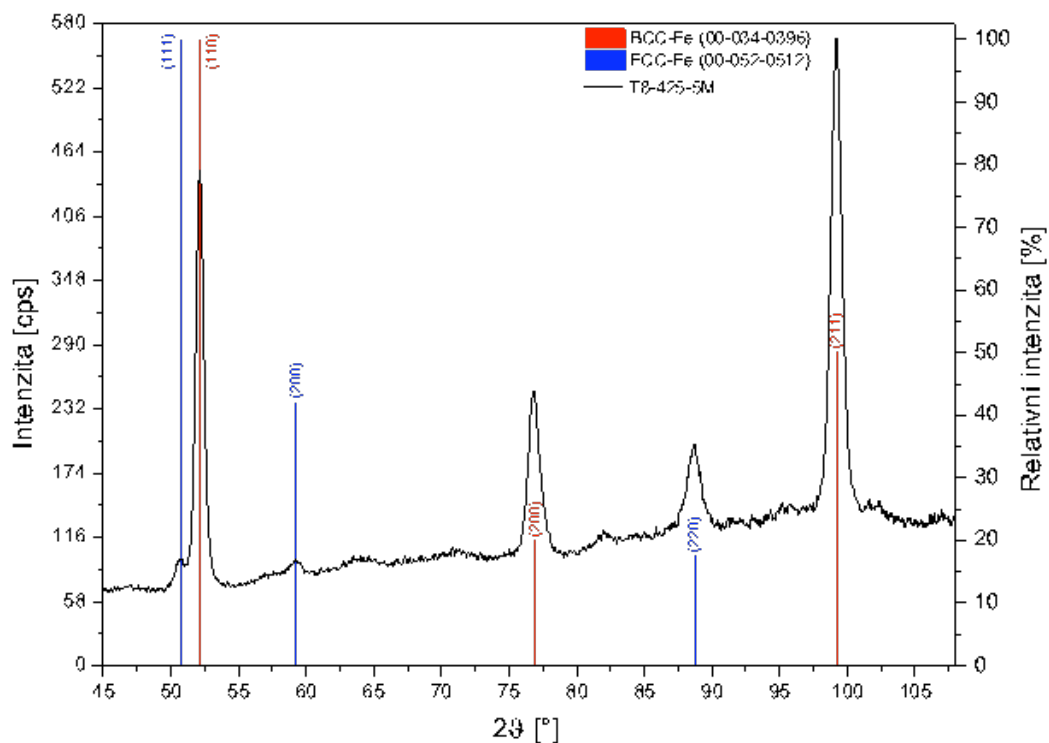
Obr. 9: Difraktogram vzorku C3Mn2Al - 20 °C - 1 sekunda s identifikovanými fázemi



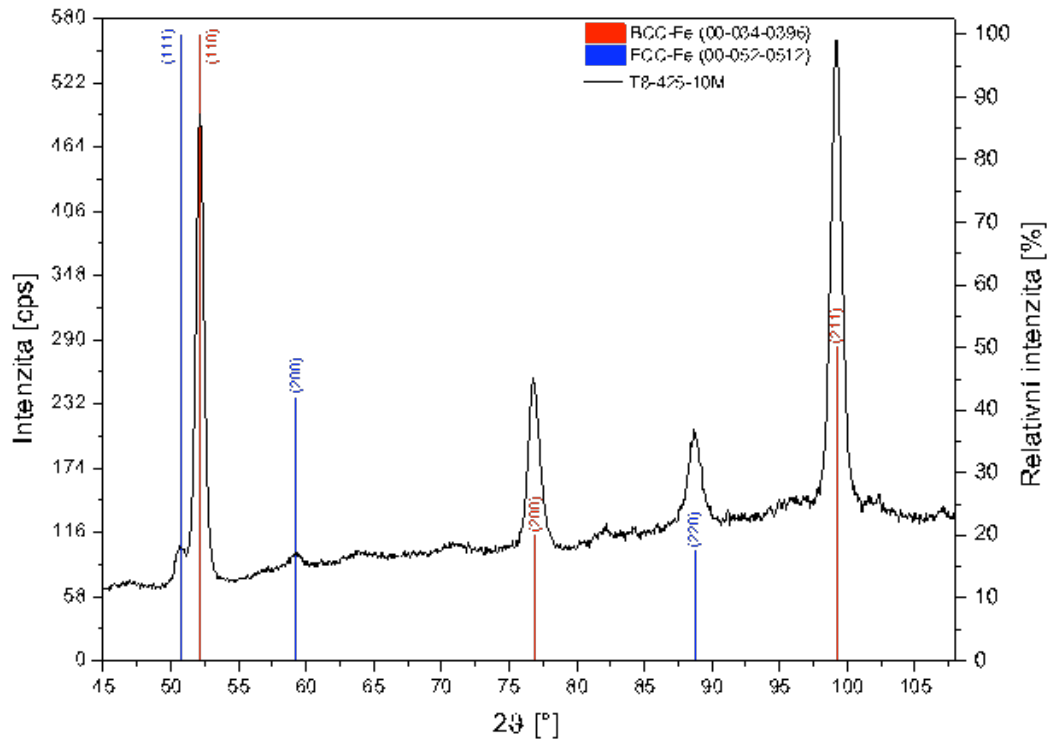
Obr. 10: Difraktogram vzorku C3Mn2Al - 20 °C - 5 sekund s identifikovanými fázemi



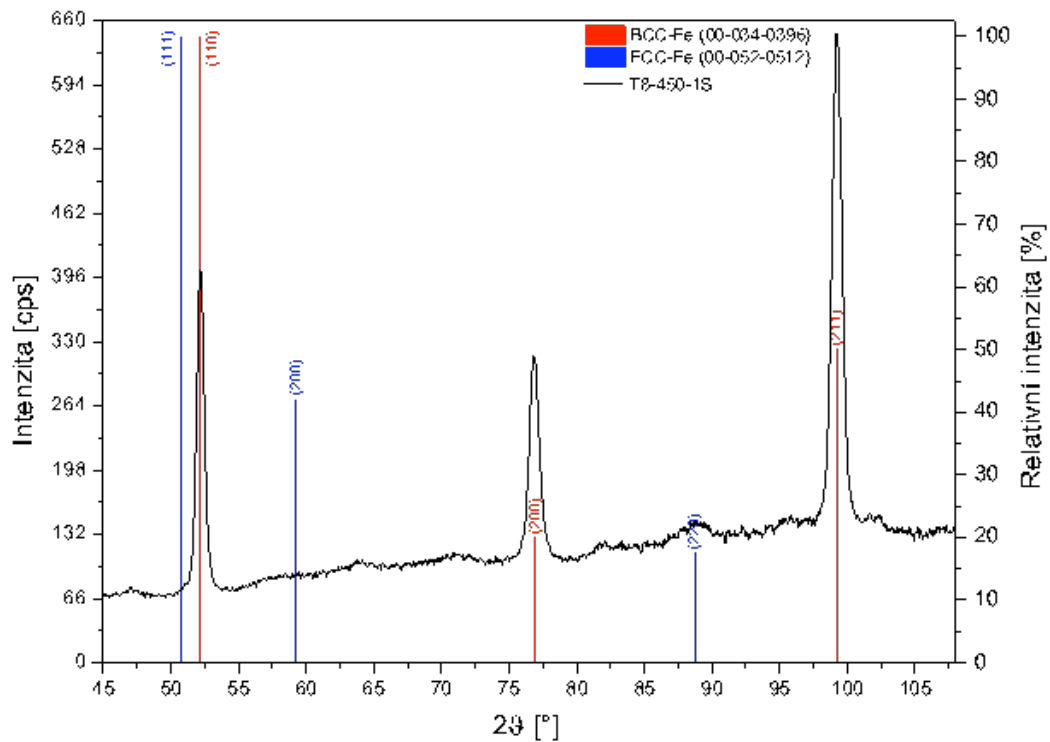
Obr. 11: Difraktogram vzorku C3Mn2Al - 425 °C - 1 sekunda s identifikovanými fázemi



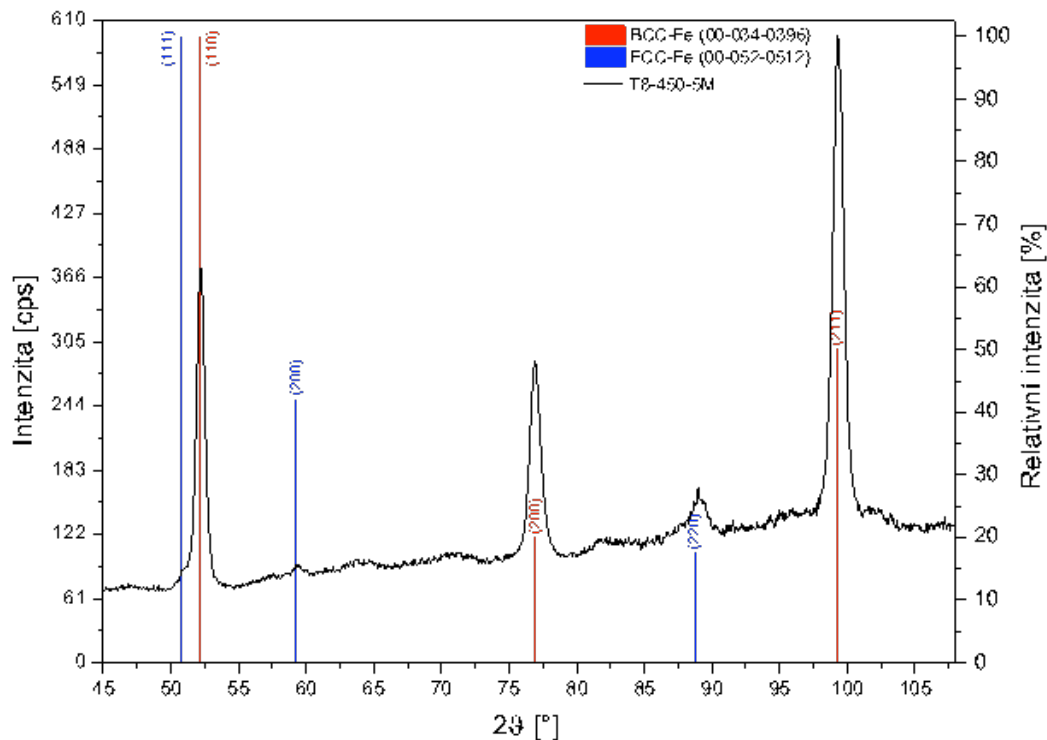
Obr. 12: Difraktogram vzorku C3Mn2Al - 425 °C - 5 minut s identifikovanými fázemi



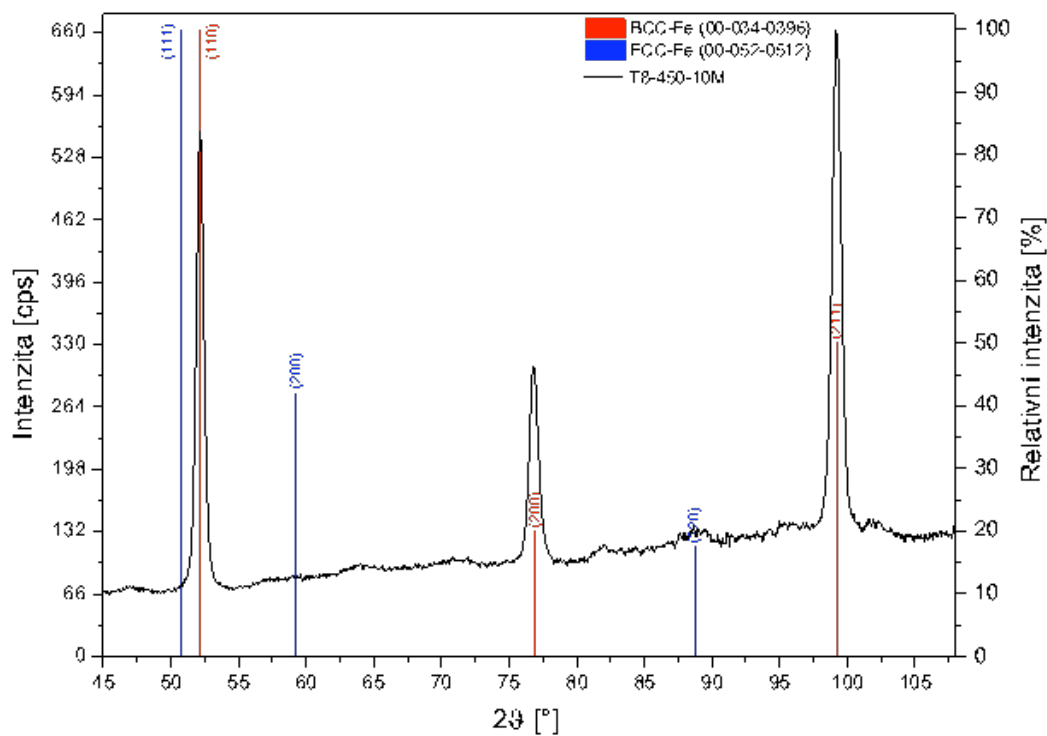
Obr. 13: Difraktogram vzorku C3Mn2Al - 425 °C - 10 minut s identifikovanými fázemi



Obr. 14: Difraktogram vzorku C3Mn2Al - 450 °C - 1 sekunda s identifikovanými fázemi



Obr. 15: Difraktogram vzorku C3Mn2Al - 450 °C - 5 minut s identifikovanými fázemi



Obr. 16: Difraktogram vzorku C3Mn2Al - 450 °C - 10 minut s identifikovanými fázemi